



HAL
open science

Élaboration et caractérisation mécanique d'une structure composite sandwich à base de constituants naturels

Arthur Monti

► **To cite this version:**

Arthur Monti. Élaboration et caractérisation mécanique d'une structure composite sandwich à base de constituants naturels. Acoustique [physics.class-ph]. Université du Maine, 2016. Français. NNT : 2016LEMA1023 . tel-01442610

HAL Id: tel-01442610

<https://theses.hal.science/tel-01442610>

Submitted on 20 Jan 2017

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.

Thèse de Doctorat

Arthur MONTI

*Mémoire présenté en vue de l'obtention du
grade de Docteur de l'Université du Maine
sous le sceau de l'Université Bretagne Loire*

École doctorale : SPIGA

Discipline : Mécanique

Spécialité : Acoustique

Unité de recherche : UMR CNRS 6613

Soutenu le : 9 décembre 2016

Thèse N° : 2016LEMA1023

Elaboration et caractérisation mécanique d'une structure composite sandwich à base de constituants naturels

JURY

Rapporteurs : **Fabienne TOUCHARD**, Dr. HDR, Chargé de recherche au CNRS
Yves GROHENS, Professeur des Universités, Université de Bretagne Sud

Examineurs : **Vincent PLACET**, Dr. HDR, Université de Franche-Comté

Invité(s) : **Pierre GERARD**, Dr, ARKEMA

Directeur de Thèse : **Abderrahim EL MAHI**, Professeur des Universités, Université du Maine

Co-directeur de Thèse : **Laurent GUILLAUMAT**, Professeur des Universités, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers
Zouhaier JENDLI, Dr. Maître de Conférences, Ecole Supérieure des Techniques Aéronautiques et de
Construction Automobile

UNIVERSITÉ DU MAINE
LAUM - LABORATOIRE D'ACCOUSTIQUE DE L'UNIVERSITÉ DU MAINE

THÈSE

présentée pour obtenir le grade de Docteur, spécialité « Acoustique »

par

Arthur MONTI

ÉLABORATION ET CARACTÉRISATION D'UNE STRUCTURE COMPOSITE SANDWICHE À BASE DE CONSTITUANTS NATURELS

Thèse soutenue le 9 décembre 2016 devant le jury composé de :

DR. FABIENNE TOUCHARD (HDR)	CNRS - Institut P'	(Rapporteur)
PROF. YVES GROHENS	Université de Bretagne Sud	(Rapporteur)
DR. VINCENT PLACET (HDR)	Université de Franche-Comté	(Examineur)
PROF. ABDERRAHIM EL MAHI	Université du Maine	(Directeur)
PROF. LAURENT GUILLAUMAT	ENSAM Paris TECH	(Co-Directeur)
DR. ZOUHAIER JENDLI	ESTACA	(Co-encadrant)
DR. PIERRE GERARD	Ingénieur R&D - ARKEMA	Invité

À ma famille...

The story of the businessman and the fisherman

A young businessman was at the pier of a small coastal village when a small boat with just one fisherman docked. Seeing several large yellowfin tuna inside the small boat, the businessman complimented the fisherman on the quality of the fish and asked how long it took to catch them. "Only a little while", the fisherman replied.

A little surprised, the young businessman asked, "Why didn't you stay out longer and catch more fish?" The content fisherman said, "This is enough to support my family's immediate needs. I don't need any more." "But what do you do with the rest of your time?" asked the confused young man. "I sleep late, fish a little, play with my children, take a walk with my wife, stroll into the village each evening where I sip wine and play guitar with my buddies. I have a full and busy life."

The lad scoffed, "I am a Harvard MBA and could help you. You should spend more time fishing and with the proceeds buy a bigger boat. With the proceeds from the bigger boat you could buy several boats, eventually you would have a fleet of fishing boats. Instead of selling your catch to a middleman you would sell directly to the processor, eventually opening your own cannery. You would control the product, processing and distribution. You would need to leave this small coastal fishing village and move to LA and eventually NYC where you will run your expanding enterprise."

The fisherman asked, "How long will this all take?" to which the young man replied, "15-20 years." "But what then?" The business man laughed and said "That's the best part. When the time is right you would announce an IPO and sell your company stock to the public and become very rich, you would make millions."

"Millions, sir? Then what?"

"Then you would retire, move to a small coastal fishing village where you would sleep late, fish a little, play with your kids, take a walk with your wife, stroll to the village in the evenings where you could sip wine and play your guitar with your buddies."

Mark Albion

REMERCIEMENTS

Au terme de ces trois années de travail, l'aboutissement de ce mémoire marque la fin d'une période de ma vie, mais aussi le début d'une nouvelle. Je souhaite donc remercier ici toutes les personnes sans qui tout ceci n'aurait pas été possible.

En premier lieu, je remercie Fabienne Touchard et Yves Grohens pour avoir accepté de rapporter cette thèse. De même, je remercie vivement Vincent Placet et Pierre Gérard, membres du jury, pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail en acceptant de l'examiner.

Par la suite, je souhaite remercier mes directeurs et co-encadrants de thèse, Abderrahim El Mahi, Zouhaier Jendli et Laurent Guillaumat, qui m'ont recruté pour ce travail au tout début de l'année 2014. Je les remercie pour leur disponibilité durant ces trois années, ainsi que pour leurs conseils avisés.

Je me joins à eux pour remercier le consortium MATIERES ainsi que la région Pays de la Loire pour leur support financier, au même titre que tous les membres de ce projet avec qui nous avons pu discuter et échanger.

Nous remercions également la société ARKEMA, et plus particulièrement Pierre Gérard, pour son aide précieuse à propos de la résine Elium. De même, nous souhaitons remercier la société LINEO, ainsi que François Vanfleteren et Bruno Dellier, pour leurs conseils concernant le FlaxTape.

Je tiens aussi à citer certaines personnes ayant contribué de près ou de loin aux travaux réalisés et au bon déroulement de ces trois années. Tout d'abord B. Lascoup, de l'IRT Jules Verne, pour son aide au début de la thèse. J'adresse aussi mes remerciements à toutes les personnes du Centre de Transfert de Technologie du Mans et particulièrement à N. Auriault et I. Gimenez, pour m'avoir permis de réaliser des analyses au microscope électronique à balayage. Un grand merci aussi à tous les collègues du LAUM qui m'auront maintes fois aidé et conseillé. Parmi eux, je souhaite citer M. Sécail-Géraud pour son aide dans la mise en place du banc d'essai d'analyse modale à l'ENSIM. Je remercie aussi M. Chekroun et A. Duclos qui m'ont souvent conseillé. Je salue également l'ensemble du personnel administratif, du LAUM et de l'université du Maine, pour leurs nombreux services. De plus, j'ai une pensée pour tous mes collègues enseignants de

l'IUT GMP du Mans, avec qui j'ai partagé avec plaisir ces trois années ponctuées de quelques heures d'enseignement. Je remercie aussi chaleureusement les techniciens du département GMP pour avoir supporté les activités du laboratoire composite au sein de l'atelier, ainsi que pour tous les travaux, dépannages et conseils qu'ils ont pu apporter. Mes remerciements vont également à tous les collègues de l'ESTACA Laval et de l'ENSAM Angers, que j'ai moins fréquentés mais qui ont souvent été de bon conseil et d'une aide précieuse, notamment en ce qui concerne la réalisation des essais d'impact.

Cette thèse a aussi été l'occasion pour moi de conduire ou de participer à l'encadrement de projets d'étudiants réalisés avec l'ENSIM, l'ESTACA ou l'ENSAM, en rapport plus ou moins direct avec mes travaux de recherche. Je voudrais particulièrement remercier A. Lebrun, A. Martinez, F. Rodrigues Do Vale, S. Saget et M. Torterotot pour leur participation aux essais de vibration. Merci aussi à tous les autres étudiants pour leur investissement et leur travail.

Mes pensées s'adressent aussi tout naturellement à ma famille. D'abord à mes parents, qui m'ont soutenu tout au long de mes études et m'ont toujours encouragé quelle que soit la voie que je décidais de prendre. Je sais aujourd'hui encore que je pourrai compter sur leur soutien indéfectible quels que soient mes choix pour l'avenir, que j'envisage de continuer dans la recherche ou que je décide de devenir pêcheur de truites professionnel. Je remercie aussi mes soeurs Zoé et Flora, ainsi que l'ensemble de la famille m'ayant soutenu et encouragé chacun à leur manière. J'ai aussi une pensée toute particulière pour mon neveu César, qui du haut de ses trois ans entre à l'école à peu près en même temps que j'en sors. Je lui souhaite bien du courage.

Enfin, je remercie Adélaïde, ma compagne. D'abord pour m'avoir suivi jusqu'au Mans sans hésitations, et ensuite pour toute l'énergie qu'elle m'apporte continuellement, par sa présence, son soutien et sa joie de vivre.

TABLE DES MATIÈRES

TABLE DES MATIÈRES	ix
LISTE DES FIGURES	xiii
PRÉFACE	1
1 ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE	5
1.1 PRÉAMBULE	7
1.1.1 Définitions et exemples de matériaux composites	7
1.1.2 Vocabulaire relatif aux éco-composites	8
1.2 LES MATÉRIAUX COMPOSITES	9
1.2.1 Les renforts	9
1.2.2 Les matrices	11
1.2.3 L'association matrice - renforts	13
1.2.4 Architecture des matériaux composites	14
1.2.5 Procédés de mise en oeuvre	15
1.2.6 Les semi-produits	19
1.3 LES STRUCTURES SANDWICHES	20
1.3.1 Définitions et exemples	20
1.3.2 Les constituants du sandwich	20
1.3.3 Procédés de fabrication	22
CONCLUSION	24
2 SÉLECTION ET CARACTÉRISATION DES CONSTITUANTS DU SANDWICH	25
2.1 MÉTHODOLOGIE DE SÉLECTION	27
2.1.1 Critères de sélection	27
2.1.2 Choix des constituants	27
2.2 LES FIBRES DE LIN	29
2.2.1 Procédé d'extraction des fibres	29
2.2.2 Structure et propriétés des fibres	30
2.2.3 Les composites renforcés de fibres de lin	32
2.2.4 Le FlaxTape	33
2.3 LA RÉSINE ELIUM	34
2.3.1 Comportement mécanique	34

2.4	L'ÂME EN Balsa	37
2.4.1	Structure et propriétés du balsa	38
2.4.2	Les structures sandwiches à âme balsa	39
2.4.3	Matériaux de l'étude	40
2.4.4	Comportement en compression	42
2.4.5	Comportement en cisaillement	45
2.4.6	Bilan et discussion	47
2.5	CHOIX D'UN PROCÉDÉ DE MISE EN OEUVRE	47
2.5.1	Mise en oeuvre des composites	48
2.5.2	Mise en oeuvre des sandwichs	50
	CONCLUSIONS	52
3	CARACTÉRISATION MÉCANIQUE DES PEAUX EN COMPOSITE	53
3.1	CARACTÉRISTIQUES GÉNÉRALES	55
3.1.1	Etude de la microstructure	55
3.1.2	Taux de renfort et taux de porosité	56
3.2	COMPORTEMENT MÉCANIQUE EN TRACTION	58
3.2.1	Protocole expérimental	58
3.2.2	Résultats	59
3.3	ETUDE DES MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENT	66
3.3.1	Analyse macroscopique de la rupture	66
3.3.2	Analyses microscopiques des mécanismes d'endommagement	67
3.4	ANALYSE DE L'ENDOMMAGEMENT PAR ÉMISSION ACOUSTIQUE	68
3.4.1	Technique de l'émission acoustique	68
3.4.2	Protocole expérimental	71
3.4.3	Résultats de la classification	74
3.4.4	Synthèse et discussion	79
	CONCLUSION	83
4	CARACTÉRISATION QUASI-STATIQUE DES POUTRES SANDWICHES	85
4.1	INTRODUCTION	87
4.2	CARACTÉRISATION DE L'INTERFACE PEAU/ÂME	87
4.2.1	Dispositif expérimental	87
4.2.2	Résistance de l'interface	88
4.3	COMPORTEMENT EN FLEXION QUASI-STATIQUE	91
4.3.1	Protocole expérimental	91
4.3.2	Résultats des essais de flexion	93
4.4	ETUDE DU COMPORTEMENT ÉLASTIQUE	95
4.4.1	Détermination des rigidités équivalentes	95
4.4.2	Propriétés des constituants	97
4.4.3	Influence de l'épaisseur de l'âme	98

4.5	IDENTIFICATION ET PRÉDICTION DES MODES DE RUPTURE	99
4.5.1	Influence de la distance entre appuis	100
4.5.2	Détermination analytique des modes de rupture	106
	CONCLUSION	111
5	COMPORTEMENT DES SANDWICHES SOUMIS À DES SOLLICITATIONS DYNAMIQUES	113
5.1	INTRODUCTION	115
5.2	COMPORTEMENT EN FATIGUE	115
5.2.1	Comportement des éco-composites en fatigue cyclique	116
5.2.2	Protocole expérimental	117
5.2.3	Evolution des propriétés mécaniques	118
5.2.4	Durée de vie	120
5.2.5	Ruptures des poutres en fatigue	120
5.2.6	Amortissement en fatigue	123
5.2.7	Discussion	128
5.3	COMPORTEMENT À L'IMPACT	130
5.3.1	Paramètres influant sur la nature de la sollicitation	130
5.3.2	Comportement à l'impact des éco-composites	132
5.3.3	Protocole expérimental	133
5.3.4	Analyse des résultats	135
5.3.5	Synthèse et discussion	144
	CONCLUSION	146
6	COMPORTEMENT VIBRATOIRE DES POUTRES COMPOSITES ET SANDWICHES	147
6.1	INTRODUCTION	149
6.1.1	Composites bio-sourcés et vibration : revue de la littérature	149
6.1.2	Analyse modale expérimentale des poutres	150
6.1.3	Mesure de l'amortissement par la méthode de la bande passante à -3 dB	151
6.1.4	Mesure de l'amortissement par la méthode de Circle Fitting	152
6.2	ETUDE EXPÉRIMENTALE DU COMPORTEMENT VIBRATOIRE DES CONSTITUANTS	153
6.2.1	Protocole expérimental	153
6.2.2	Comportement vibratoire des composites Lin/Elium	155
6.2.3	Comportement vibratoire de l'âme en balsa	158
6.3	COMPORTEMENT VIBRATOIRE DES POUTRES SANDWICHES	160
6.3.1	Influence de l'épaisseur de l'âme	160
6.3.2	Influence de la densité de l'âme	161
6.4	PERFORMANCES DES MATÉRIAUX ÉTUDIÉS	162
6.4.1	Comparaison des propriétés	162
6.4.2	Mécanismes dissipatifs et discussions	163
6.5	ANALYSE PAR ÉLÉMENTS FINIS	164

6.5.1	Présentation du modèle éléments finis	164
6.5.2	Calcul des fréquences de résonance	165
6.5.3	Calcul des amortissements modaux	168
6.5.4	Résultats numériques et confrontation avec les données expérimentales .	169
	CONCLUSION	173
	CONCLUSION GÉNÉRALE	175
	A ANNEXES	179
A.1	COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES COMPOSITES STRATIFIÉS	181
A.1.1	Détermination théorique des modules d'élasticité	181
A.1.2	Comportement élastique d'un composite dans et en dehors de ses axes d'orthotropie	183
A.1.3	Etat de contraintes planes	184
A.1.4	Rigidités des plaques composites	186
A.2	FLEXION DES POUTRES SANDWICHES : ÉLÉMENTS THÉORIQUES	188
A.2.1	Rigidités en flexion et en cisaillement	188
A.2.2	Contraintes et déformations	190
A.2.3	Equations d'équilibre et relations fondamentales	191
A.3	VIBRATION DES POUTRES COMPOSITES ET SANDWICHES	193
A.3.1	Vibrations libres d'une poutre non amortie	193
A.3.2	Vibration d'une poutre en présence d'amortissement	195
	BIBLIOGRAPHIE	199

LISTE DES FIGURES

1.1	Exemple d'architectures de renfort	9
1.2	Fibres naturelles courantes	11
1.3	Exemples de matrices polymères pétro ou bio-sourcés	13
1.4	Illustration de trois types de liaison d'interface	13
1.5	Architectures courantes de matériaux composites	14
1.6	Procédé de moulage au contact	16
1.7	Illustration du procédé de moulage par injection de résine	17
1.8	Procédé d'injection d'un composite thermoplastique renforcé de fibres courtes	18
1.9	Exemple de structure sandwich à âme en nid-d'abeille	21
1.10	Illustration du procédé d'assemblage peaux/âme par thermocompression	23
2.1	Carte de sélection des fibres de renfort	28
2.2	Carte de sélection de l'âme	28
2.3	Structure d'une tige de lin	30
2.4	Structure d'une fibre élémentaire	30
2.5	Comportements possibles en traction des fibres élémentaires de lin	31
2.6	Comportement d'un composite UD Lin/Epoxy en traction	32
2.7	Rouleau de FlaxTape 200	33
2.8	Photo MEB des fibres de lin du FlaxTape	34
2.9	Dispositif expérimental de traction avec une éprouvette de résine instrumentée	35
2.10	Courbes contraintes/déformations des éprouvettes de résine testées en traction	36
2.11	Comparaison des principales propriétés mécaniques de la résine Elium et de résines Epoxy commerciales	37
2.12	Microstructure du balsa	38
2.13	Directions principales d'étude des matériaux bois	38
2.14	Quelques mécanismes d'endommagement du balsa en compression	40
2.15	Panneaux de balsa utilisés	41
2.16	Répartition statistique de la masse volumique des blocs élémentaires de balsa	42
2.17	Dispositif expérimental de compression	43

2.18	Courbe typique de comportement en compression	44
2.19	Influence de la masse volumique sur le comportement en compression . .	44
2.20	Module de compression du Balsa en fonction de masse volumique	44
2.21	Contrainte à la rupture du balsa en fonction de sa masse volumique . . .	44
2.22	Dispositif expérimental de caractérisation du balsa en cisaillement	45
2.23	Courbe de comportement typique en cisaillement	46
2.24	Répétabilité de l'essai de cisaillement	46
2.25	Rupture en cisaillement du balsa	47
2.26	Compraison des principales propriétés spécifiques du balsa et de diffé- rents matériaux d'âme couramment utilisés	48
2.27	Détails du procédé d'infusion de résine liquide pour la mise en oeuvre des composites stratifiés	49
2.28	Différentes étapes d'une infusion de plaque composite	50
2.29	Détails du procédé d'infusion de résine liquide pour la mise en oeuvre des structures sandwiches en "one shot"	51
2.30	Exemple de pièces réalisées	51
3.1	Vue globale du composite au MEB	56
3.2	Fibres techniques et fibres élémentaires dans le composite	56
3.3	Decohésion entre une fibre technique et la matrice	56
3.4	Porosité importante en surface du composite	56
3.5	Dispositif expérimental utilisé pour les essais de traction	59
3.6	Courbes contraintes/déformations pour les éprouvettes UD-0	60
3.7	Essai quasi-statique cyclé	60
3.8	Evolution de la déformation permanente en fonction du nombre de cycles	61
3.9	Courbes des essais de traction quasi-statiques monotones pour les confi- gurations UD-90 et UD-45	63
3.10	Essais de traction quasi-statiques monotones pour les configurations CR- (0/90) et CR-(+45/-45)	64
3.11	Propriétés spécifiques relatives d'un composite Verre/Epoxy et d'un com- posite Lin/Elium	65
3.12	Fronts de rupture d'éprouvettes composites dans les différentes confi- gurations	67
3.13	Coupe microscopique d'un UD-0 sollicité à 50% de sa charge à rupture .	68
3.14	Séparation longitudinale des fibres élémentaires dans un faisceau	68
3.15	Rupture des fibres élémentaires dans un spécimen UD-0	69
3.16	Déchaussement d'une fibre technique dans un spécimen UD-0	69
3.17	Fibre élémentaire déchirée dans un spécimen UD-0	69
3.18	Endommagement d'une fibre élémentaire dans un spécimen UD-0	69
3.19	Front de rupture d'une éprouvette CR-(0/90)	69
3.20	Front de rupture d'une éprouvette CR-(+45/-45)	69

3.21	Dispositif d'essais et de suivi par émission acoustique	72
3.22	Définition des paramètres temporels de classification	73
3.23	Recherche du nombre de classes minimisant le critère $R_{ij}(D\&B)$	73
3.24	Allures possibles de la Sentry Fonction	74
3.25	Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette UD-90 .	76
3.26	Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette UD-45 .	76
3.27	Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette UD-0 .	78
3.28	Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette CR-(0/90)	78
3.29	Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette CR- (+45/-45)	79
3.30	Caractéristiques moyennes des quatre classes obtenues	80
3.31	Distributions des propriétés des quatre classes d'EA	81
4.1	Dispositif expérimental de traction perpendiculaire	88
4.2	Courbes charge/déplacement en traction perpendiculaire	88
4.3	Modes de rupture observés	89
4.4	Résultats des essais de traction perpendiculaire.	90
4.5	Comparaison des résistances à l'interface σ_i de différents matériaux sand- wichs issues de la littérature normalisée par la masse volumique de l'âme ρ_a	91
4.6	Dispositif expérimental de flexion 3-points	92
4.7	Courbes charge/déplacement des essais de flexion 3-points pour deux types de sandwichs	93
4.8	Évolution du déplacement et de la charge imposée en fonction du temps lors des essais cyclés	94
4.9	Courbes charge/déplacement des essais cyclés	94
4.10	Evolution du déplacement permanent en fonction du nombre de cycle . .	95
4.11	Variation de la raideur moyenne des poutres $UD_5 - 150 - 15.9$ et $[0/90]_s -$ $150 - 15.9$	96
4.12	Evolution du rapport $P/(Wd)$ en fonction du carré de la distance entre appuis pour les configurations $UD_5 - 150 - 15.9$ et $[0/90]_s - 150 - 15.9$.	96
4.13	Propriétés des constituants du sandwich déduites des essais de flexion comparées aux mesures directes réalisées précédemment	97
4.14	Comparaison des résultats expérimentaux et de ceux déduits de la théorie des poutres sandwichs	98
4.15	Evolution de la raideur des sandwichs en fonction de la distance entre appuis, comparaison entre théorie et expérience	99
4.16	Principaux modes de rupture d'une poutre sandwich sollicitée en flexion	100
4.17	Courbes force/déplacement des essais de flexion 3-points pour différentes distances entre appuis	101
4.18	Modes de rupture observés en flexion 3-points	102

4.19	Suivi de la rupture par compression de la peau supérieure	103
4.20	Rupture par cisaillement de l'âme	103
4.21	Ruptures par cisaillement de l'âme et décohésions d'interfaces successives	104
4.22	Modes de rupture observés pour les sandwichs $UD_5 - 150 - 15.9$ en flexion 3-points pour différentes distances entre appuis	105
4.23	Carte des modes de rupture des sandwichs $UD_5 - \rho_a - 15.9$	108
4.24	Carte des modes de rupture des sandwichs $UD_5 - \rho_a - 15.9$ pour différentes distances entre appuis	108
4.25	Carte des modes de rupture pour les sandwichs $UD_5 - \rho_a - 15.9$ avec différentes distances entre appuis avec prise en compte de la variabilité de masse volumique de l'âme	109
4.26	Carte des modes de rupture pour les poutres sandwiches $[0/90]_s - 150 - 15.9$	110
5.1	Courbes représentatives de l'évolution du rapport F_{max}/F_{max}^0 en fonction du nombre de cycles	119
5.2	Evolution du paramètre α fonction du niveau de chargement	120
5.3	Courbes de Wöhler	121
5.4	Rupture par compression de la peau supérieure	122
5.5	Rupture par cisaillement de l'âme en balsa	122
5.6	Rupture en traction de la peau inférieure	122
5.7	Rupture par flambement local de la peau supérieure et décohésion peau/âme	122
5.8	Carte des modes de rupture en flexion 3-points des sandwichs $[0/90]_s - 150 - 15.9$ présentant les deux types de poutres testés en fatigue	123
5.9	Evolution des cycles d'hystérésis pour une éprouvette en configuration $d=250\text{mm}$ avec un niveau de chargement $r=60\%$	123
5.10	Représentation d'un cycle d'hystérésis	124
5.11	Evolution des différentes énergies en fonction du nombre de cycles pour les éprouvettes testées avec une distance entre appuis de 250 mm	126
5.12	Evolution des différentes énergies en fonction du nombre de cycles pour les éprouvettes testées avec une distance entre appuis de 110 mm	127
5.13	Comparaison de l'inverse des pentes $1/B$ des droites de Wöhler pour cinq configurations types de poutres sandwiches	129
5.14	Exemples de conditions aux limites	131
5.15	Illustration d'une tour de chute	133
5.16	Conditions aux limites utilisées pendant l'essai	134
5.17	Déformations permanentes visibles sur des éprouvettes impactées	135
5.18	Courbes caractéristiques montrant l'influence de l'énergie d'impact	136
5.19	Principales grandeurs caractéristiques d'un essai d'impact	137

5.20	Evolution des grandeurs caractéristiques en fonction de l'énergie d'impact : a) charge maximale, b) déplacement maximal et résiduel, c) énergie absorbée et restituée et d) pourcentage d'énergie absorbée et restituée. . .	138
5.21	Aspect visuel des faces impactées, opposées et vues en coupe de trois échantillons caractéristiques	139
5.22	Analyse par ultrason (Cscan) de la face opposée à l'impact : a) temps de vol et b) amplitude temporelle	140
5.23	Coupe d'un échantillon $[0/90]_s - 150 - 15.9$ impacté à 15 Joules	141
5.24	Evolution des grandeurs caractéristiques en fonction de l'épaisseur de l'âme : a) courbes typiques forces/déplacements, b) force maximale, c) déplacement maximal et résiduel et d) énergie absorbée et restituée.	142
5.25	Courbes force/déplacement pour les configurations $[0/90]_s - 150 - 12.7$ et $[0/90]_s - 100 - 12.7$	143
5.26	Comparaison des propriétés relatives des configurations $[0/90]_s - 150 - 12.7$ et $[0/90]_s - 100 - 12.7$	143
5.27	Courbes force/déplacement pour les sandwichs $[0]_4 - 150 - 15.9$ et $[0/90]_s - 150 - 15.9$	143
5.28	Comparaison des propriétés relatives des sandwichs $[0]_4 - 150 - 15.9$ et $[0/90]_s - 150 - 15.9$	143
5.29	Influence de la séquence d'empilement sur l'endommagement de la peau impactée	144
5.30	Chronologie d'apparition des mécanismes d'endommagement lors d'un essai d'impact	145
6.1	Exemple de FRF d'une poutre sandwich	151
6.2	Illustration de la méthode de bande passante à -3dB sur un pic de résonance	152
6.3	Paramètres du cercle d'interpolation pour la méthode de Circle-Fitting	153
6.4	Dispositif expérimental d'analyse modale	154
6.5	Propriétés dynamiques de la résine Elium	156
6.6	Propriétés dynamiques de la résine GreenPoxy56	156
6.7	Propriétés dynamiques des composites unidirectionnels	157
6.8	Propriétés dynamiques des composites stratifiés croisés	157
6.9	Propriétés dynamiques du balsa en flexion	158
6.10	Configuration sandwich pour l'essai VBT	159
6.11	Propriétés dynamiques de l'âme en balsa en cisaillement	160
6.12	Influence de l'épaisseur de l'âme sur l'amortissement des poutres sandwiches	161
6.13	Influence de la masse volumique de l'âme sur l'amortissement des poutres sandwiches	162
6.14	Comparaison des propriétés vibratoires des éco-composites avec des matériaux équivalents non-biosourcés	163

6.15	Maillage d'une poutre sandwich et principales propriétés géométriques du modèle	164
6.16	Comparaison des résultats expérimentaux et numériques sans prise en compte des variations des propriétés mécaniques en fonction de la fréquence	166
6.17	Organigramme illustrant le fonctionnement de la routine de calcul des fréquences de résonance	167
6.18	Illustration de la convergence de la méthode de calcul des fréquences de résonance	167
6.19	Déformées modales des 5 premiers modes de flexion	168
6.20	Énergies élastiques dans les différentes directions	170
6.21	Comparaison des facteurs de perte expérimentaux et numériques pour des sandwichs avec une âme de différentes épaisseurs	171
6.22	Fraction d'énergie dissipée par les différents constituants de la structure sandwich avec différentes épaisseurs de l'âme.	172
A.1	Traction longitudinale sur un volume de matrice renforcée d'une fibre longue	181
A.2	Représentation d'un pli composite unidirectionnel	183
A.3	Représentation d'un composite stratifié constitué de 6 plis avec différentes orientations	184
A.4	Coupe d'un stratifié à n couches	186
A.5	Exemples de sollicitations mécaniques d'une poutre sandwich	188
A.6	Paramètres géométriques de la section d'une poutre sandwich	188
A.7	Déformations partielles d'une poutre sandwich encastree libre en flexion	190
A.8	Représentation des contraintes dans l'épaisseur du sandwich	191
A.9	Caractéristiques géométriques d'une poutre	193

INTRODUCTION GÉNÉRALE

Les matériaux composites à matrice polymère renforcées par des fibres synthétiques (verre, carbone, aramide) sont utilisés depuis de nombreuses années pour de multiples applications, notamment par l'industrie des transports. Leurs très bonnes propriétés spécifiques (rigidité et résistance rapportées à la masse) favorisent en effet l'allègement des structures, une problématique majeure dans le paysage industriel actuel. Parmi les matériaux composites, les structures sandwichs composées d'une âme légère intercalée entre deux peaux rigides et résistantes possèdent des propriétés spécifiques en flexion extrêmement intéressantes. Ces matériaux très utilisés peuvent aussi posséder d'autres fonctionnalités, telles que l'isolation thermique, l'amortissement des vibrations ou encore la protection contre les chocs.

Progressivement, les composites renforcés de fibres naturelles apparaissent comme une alternative intéressante à certains types de composites courants, offrant de nouvelles perspectives pour répondre aux exigences réglementaires et aux contraintes normatives de plus en plus sévères sur le plan écologique. En effet, certaines fibres végétales présentent des propriétés mécaniques ramenées à la masse volumique proches de celles des fibres de verre. De plus, dans un contexte de développement durable, la valorisation de ressources naturelles locales et renouvelables, comme des fibres agro-sourcées, permet de diminuer l'impact environnemental des composites en réduisant par exemple la quantité d'énergie de production requise. De surcroît, l'amélioration de la fin de vie de ces matériaux est envisageable, en proposant par exemple des solutions recyclables ou biodégradables. Malgré ces avantages, de nombreuses questions restent posées quant à la possibilité d'utiliser ce type de composites à une plus grande échelle. Certaines problématiques liées à la compréhension de différents aspects de leur comportement ainsi qu'à leur durabilité doivent en effet être résolues.

Dans ce contexte, ce travail s'inscrit dans le cadre du projet régional MATIERES (Matériaux et Interfaces pour l'Environnement et l'exploitation des RESources naturelles), financé par la région Pays de la Loire, et piloté par l'Institut National des Recherches Agronomiques (INRA). Ce projet est articulé autour de trois axes intitulés « Matériaux bio-sourcés recyclés », « Matériaux bio-sourcés innovants » et « Bio-capteurs ». Une quinzaine d'industriels et de laboratoires sont rassemblés autour de ces sujets, inscrits dans une dynamique bio-économique avec une stratégie sur le thème générique « caoutchouc, matériaux et plastiques bio-sourcés ». Cette thèse, ancrée dans la thématique des matériaux bio-sourcés innovants, propose d'élaborer et de caractériser mécaniquement une

structure sandwich à base de constituants naturels. Le choix des constituants (matrice, fibres de renfort et âme) doit permettre d'atteindre des propriétés spécifiques élevées, mais aussi dans la mesure du possible des fonctionnalités supplémentaires. L'objectif est de réaliser différentes analyses, en statique, fatigue, impact et vibration, à l'échelle du sandwich et de ses constituants, afin de déterminer ses principales propriétés mécaniques. Celles-ci pourront alors être comparées aux propriétés de structures sandwiches non bio-sourcées préalablement étudiées au laboratoire, le but étant de situer les performances de l'éco-composite développé par rapport à des matériaux standards, tout en essayant de comprendre et d'analyser leur comportement.

Le premier chapitre de cette thèse propose une analyse bibliographique permettant de présenter et de définir les matériaux composites et les structures sandwiches. Une synthèse des différents types de matrice, de renfort et d'âme ainsi que des principaux procédés de mise en oeuvre existants est proposée. Une revue de la littérature concernant les éco-composites et les sandwichs bio-sourcés est introduite. L'objectif est alors de constituer une base de connaissances permettant de sélectionner les constituants qui seront utilisés pour réaliser le matériau de l'étude.

En s'appuyant sur cette revue bibliographique, le chapitre 2 décrit la méthodologie de sélection des constituants de la structure sandwich étudiée. Ainsi, une résine thermoplastique innovante est associée à des fibres de lin pour former les peaux composites. Une âme en balsa est sélectionnée pour la réalisation des structures sandwiches présentant ainsi un taux de contenu bio-sourcé avoisinant les 90%. Ces structures sont mises en oeuvre par un procédé d'infusion de résine liquide. Par ailleurs, l'utilisation d'une résine thermoplastique ouvre des perspectives de recyclage. De plus, ce chapitre présente des études réalisées pour chacun de ces constituants. Ainsi, une revue de la littérature concernant les caractéristiques et le comportement des fibres de lin est proposée. Par la suite, les résultats des caractérisations expérimentales de la résine en traction et de l'âme en compression et en cisaillement sont présentés. L'objectif est d'analyser le comportement et d'évaluer les caractéristiques mécaniques de ces différents matériaux avant d'étudier la structure sandwich globale.

Le chapitre 3 présente une analyse du comportement en traction du composite renforcé de fibres de lin constitutif des peaux du sandwich. Les propriétés élastiques et ultimes du pli unidirectionnel en contraintes planes sont déterminées, ainsi que celles de composites stratifiés avec différentes séquences d'empilement. Un comportement non linéaire est mis en évidence. Des analyses complémentaires en traction quasi-statique cyclée sont effectuées pour comprendre notamment les variations de la rigidité en fonction de la déformation. De plus, les essais réalisés sont suivis au moyen de la technique d'émission acoustique afin d'identifier et de suivre les principaux mécanismes d'endommagement survenant à l'échelle du composite.

Les différents constituants ayant été caractérisés, le chapitre 4 se focalise sur l'étude du comportement en flexion quasi-statique des poutres sandwichs. La flexion est en effet un des principaux modes de chargement de ces structures. Dans un premier temps, la résistance de l'interface entre les peaux composites et l'âme en balsa est analysée au moyen d'essais de traction perpendiculaire. Les propriétés en flexion dépendent, en effet, fortement de la qualité de cette interface. Par la suite, plusieurs configurations de poutres sandwichs sont testées en flexion. Une attention particulière est portée sur l'identification et la description des modes de rupture. De plus, une modélisation analytique est proposée dans le but de construire une carte des modes de rupture prenant en compte la variabilité des propriétés mécaniques notamment de l'âme en balsa.

La chapitre 5 traite de la durabilité des structures éco-composites étudiées. Des essais de flexion en fatigue cyclique sont réalisés avec différents niveaux de chargement, afin de quantifier leur durée de vie. Les modes de rupture sont analysés et comparés à ceux observés en flexion quasi-statique. De plus, l'évolution de l'endommagement est discutée au moyen du suivi de grandeurs telles la diminution de la charge, la quantité d'énergie dissipée ou le facteur de perte en fonction du nombre de cycles. Par ailleurs, la réponse des sandwichs soumis à un certain type d'impact dans une configuration privilégiant l'indentation locale du matériau est étudiée. L'objectif est d'analyser l'influence de l'épaisseur et de la masse volumique de l'âme ou encore la séquence d'empilement des peaux sur la réponse de la structure. D'autre part, les mécanismes d'endommagement survenant sont identifiés et analysés.

Le chapitre 6 présente les résultats d'une analyse expérimentale du comportement en vibration de ce matériau. Des essais d'analyse modale ont été menés dans le cas de poutres sandwichs et de ses constituants. L'évolution des propriétés dynamiques ainsi que de l'amortissement en fonction de la fréquence est étudiée. Par ailleurs, la contribution des différents constituants dans la réponse globale des sandwichs est analysée au moyen d'une étude numérique basée sur un calcul de structure par éléments finis. Celui-ci permet d'analyser le comportement vibratoire des sandwichs en tenant compte des propriétés viscoélastiques de ses différents constituants.

Enfin, les différents résultats obtenus sont synthétisés dans la conclusion générale, qui propose aussi un certain nombre de perspectives.

En complément à ce mémoire, les travaux réalisés ont conduit aux publications et aux communications suivantes :

Publications scientifiques

- 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*. 2016. 90, 100-110.
- Monti A., El Mahi A., Jendli Z., Guillaumat L.. Experimental and finite elements analysis of the vibration behavior of a bio-based composite sandwich beam. *Composites Part B*. 2017. 110 :466-475.

Communications dans des congrès internationaux

- Monti A., El Mahi A., Jendli Z., Guillaumat L.. Vibration behaviour of a light-weight sandwich structure. 19th International Conference on Composite Structures. Septembre 2016. Porto. Portugal.
- Monti A., El Mahi A., Jendli Z., Guillaumat L.. Static and dynamic properties of a bio-based sandwich structure. *Biopolymers*. December 2015. Nantes (France).

Communications dans des congrès francophones

- Monti A., El Mahi A., Jendli Z., Guillaumat L.. Modes de rupture d'une structure sandwich éco-composite. Colloque Fatigue et Durabilité des éco-composites. Mai 2016. Besançon.
- Monti A., El Mahi A., Jendli Z., Guillaumat L.. Analyse du comportement vibratoire d'une structure sandwich éco-composite. CFA/VISHNO. Avril 2016. Le Mans.
- Monti A., El Mahi A., Jendli Z., Guillaumat L.. Analyse par émission acoustique des mécanismes d'endommagement d'un composite stratifié à fibres végétales. CFA/VISHNO. Avril 2016. Le Mans.
- Monti A., El Mahi A., Jendli Z., Guillaumat L.. Comportement mécanique d'une structure composite sandwich bio-sourcée et de ses constituants. 9èmes Journées d'Etudes Techniques. Mai 2016. Hammamet. Tunisie.
- Monti A., El Mahi A., Jendli Z., Guillaumat L.. Analyse de l'endommagement d'un composite à matrice thermoplastique renforcé de fibres de lin par émission acoustique. 22ème Congrès Français de Mécanique. Août 2015. Lyon.
- Monti A., El Mahi A., Jendli Z., Guillaumat L.. Elaboration et étude d'une structure sandwich bio-sourcée. Des constituants à la structure. 19èmes Journées Nationales des Composites. Juin 2015. Lyon.

ÉTUDE BIBLIOGRAPHIQUE



SOMMAIRE

1.1	PRÉAMBULE	7
1.1.1	Définitions et exemples de matériaux composites	7
1.1.2	Vocabulaire relatif aux éco-composites	8
1.2	LES MATÉRIAUX COMPOSITES	9
1.2.1	Les renforts	9
1.2.1.1	Types de renforts et architectures	9
1.2.1.2	Les renforts bio-sourcés	10
1.2.2	Les matrices	11
1.2.2.1	Les thermdurcissables	12
1.2.2.2	Les thermoplastiques	12
1.2.3	L'association matrice - renforts	13
1.2.4	Architecture des matériaux composites	14
1.2.5	Procédés de mise en oeuvre	15
1.2.5.1	Mise en oeuvre par voie humide	15
1.2.5.2	Mise en oeuvre des composites à matrice thermoplastique	17
1.2.5.3	Autres procédés	18
1.2.5.4	Particularité des composites à fibres végétales	19
1.2.6	Les semi-produits	19
1.3	LES STRUCTURES SANDWICHES	20
1.3.1	Définitions et exemples	20
1.3.2	Les constituants du sandwich	20
1.3.2.1	Les peaux du sandwich	20
1.3.2.2	L'âme du sandwich	21
1.3.3	Procédés de fabrication	22
1.3.3.1	Mise en oeuvre par assemblage	22
1.3.3.2	Procédés de mise en oeuvre "one-shot"	23
	CONCLUSION	24

Ce chapitre présente une synthèse bibliographique permettant de définir les matériaux composites et de comprendre leur structure à travers une description des différents constituants existants. Dans un premier temps, les notions et le vocabulaire relatifs aux éco-composites sont introduits. Par la suite, les différentes formes et architectures de renforts ainsi que les différentes matrices utilisables sont présentées. De même, les structures sandwichs sont définies, ainsi que leurs différents constituants (peaux et âme). Dans chaque cas, une revue de la littérature est réalisée concernant les matériaux bio-sourcés, afin de permettre par la suite de sélectionner les matériaux nécessaires pour la réalisation d'une structure sandwich à base de constituants naturels. D'autre part, les principaux procédés de mise en oeuvre des composites et des sandwichs sont listés ainsi que leurs avantages et inconvénients. Le cas particulier de la fabrication des composites bio-sourcés est aussi abordé, dans le but de sélectionner par la suite un procédé de fabrication approprié pour la réalisation de la structure sandwich de l'étude.

1.1 PRÉAMBULE

1.1.1 Définitions et exemples de matériaux composites

On appelle matériau composite un assemblage de constituants non miscibles, mais ayant des propriétés complémentaires. Contrairement aux alliages, les différentes phases restent discernables à l'échelle macroscopique. Ces matériaux combinent les propriétés des différents constituants pour former un ensemble ayant des propriétés globalement supérieures à celles de chaque composant considéré individuellement.

L'utilisation des matériaux composites n'est pas nouvelle, même s'ils sont aujourd'hui très souvent mentionnés comme des matériaux d'avenir. L'homme a su en créer depuis la préhistoire, notamment pour perfectionner des techniques de constructions. De plus, certains matériaux naturels ou vivants peuvent être considérés à part entière comme des composites naturels. C'est le cas du bois, par exemple, qui fût un des premiers à être utilisé pour de multiples applications. A l'échelle microscopique, le bois est une structure cellulaire dont les parois sont constituées d'une matrice lignine et d'hémicellulose renforcée par des fibres de cellulose. La matrice protège les fibres et leur transmet les efforts mécaniques. Quant aux fibres, elles assurent les propriétés mécaniques, notamment la rigidité et la résistance. Par la suite, l'homme a su développer des matériaux composites en utilisant des constituants naturels. Les premières briques, par exemple, furent constituées d'un assemblage de terre et d'eau, formant un liant, auquel furent progressivement associés des éléments végétaux (comme de la paille). Après compression et séchage, les briques devenaient alors plus rigides et moins fragiles. Parmi les matériaux de construction, les bétons sont aussi un très bon exemple de composites. Il s'agit d'un mélange de constituants d'origine minérale. Un liant (ciment, argile, etc.) est renforcé par des charges appelées granulats (sable, graviers, etc.). Plus récemment, les bétons ont été renforcés au moyen d'armatures métalliques, pour former le béton armé.

Petit à petit, ces matériaux composites naturels "historiques" ont été délaissés du fait de certaines révolutions industrielles, comme l'avènement de la métallurgie au cours du XIXe siècle, puis de la chimie au cours du XXe siècle. Les composites font progressivement leur réapparition après la seconde guerre mondiale, avec les premières problématiques d'allègement des structures liées au secteur aéronautique en plein développement. Les avancées liées à la chimie du pétrole ont alors permis l'utilisation de matériaux (matrices et renforts) synthétiques et performants, comme les résines époxydes, les fibres de carbone, etc. A la fin du XXe siècle, les problématiques liées au développement durable, encourageant entre autre l'utilisation de matériaux et de procédés moins polluants et de ressources renouvelables, ont relancé la recherche sur les composites "naturels", ou "éco-composites". A l'heure actuelle, la plupart des industriels du transport réfléchissent à l'utilisation de ce genre de matériaux pour réduire l'impact environnemental de leurs produits.

1.1.2 Vocabulaire relatif aux éco-composites

L'apparition des éco-composites dans le paysage de la recherche et de l'industrie a nécessité le recours à un certain nombre de concepts. L'objectif de ce paragraphe est de rappeler la définition des termes les plus couramment rencontrés.

On appelle **éco-composite** les matériaux composites éco-conçus. Les **matériaux éco-conçus** désignent tous les matériaux ayant fait l'objet d'une conception dans le respect des problématiques liées au **développement durable**. Ce qui implique entre autre de recourir *"aussi peu que possible aux ressources non renouvelables en leur préférant l'utilisation de ressources renouvelables, exploitées en respectant leur taux de renouvellement et associée à une valorisation des déchets qui favorise leur réemploi, leur récupération et leur recyclage"*¹. Ainsi, l'éco-conception d'une structure prendra en compte les aspects environnementaux (empreinte carbone, recyclabilité, etc.), mais aussi les aspects économiques (coût de production) et sociaux (utilisation de la main d'oeuvre et des ressources locales, etc.). De plus, l'éco-conception implique bien souvent une valorisation des déchets. Cette définition s'inscrit ainsi dans les principes de **l'économie circulaire**. Par ailleurs, on mentionne souvent les éco-composites comme des **bio-composites**, terme qui peut prêter à confusion avec les **bio-matériaux**, désignant plutôt les matériaux **bio-compatibles**, c'est à dire compatibles avec le corps humain. Parmi ces derniers, utilisés dans le domaine médical, on trouve par exemple certaines vis et implants qui doivent être tolérés par l'organisme, et qui peuvent éventuellement se dissoudre et disparaître in-situ. Ainsi, on préférera la notion de matériaux **bio-sourcés**, pour éviter toute confusion. On parle de matériau bio-sourcé lorsque celui-ci est issu au moins en partie de la **bio-masse**, c'est à dire de l'ensemble constitué par les organismes vivants (animaux et végétaux) issus d'un certain milieu (**le biotope**). Parmi les matériaux bio-sourcés utilisables pour la réalisation d'éco-composites, on trouve par exemple les fibres végétales (chanvre, lin, sisal, etc.). Ces fibres étant issues de l'agriculture, on parle alors de constituants **agro-sourcés**. Ces ressources présentent une durée de renouvellement relativement rapide (de l'ordre d'une année correspondant au cycle de culture), par opposition aux produits **péto-sourcés**, c'est à dire dérivés du pétrole, dont le renouvellement n'est pas maîtrisable. L'utilisation de matériaux bio-sourcés permet aussi dans certains cas de rendre les produits **biodégradables**, c'est à dire pouvant être décomposés par des micro-organismes en présence de composés tels que l'eau, le dioxyde de carbone, le méthane, etc., à hauteur de 90 % en une durée de 6 mois². Bio-dégradable ne signifie pas nécessairement **compostable**, ce qui correspond à un procédé de dégradation contrôlé et plus rapide (dégradation de 90 % en 12 semaines dans un composteur industriel³). Néanmoins, l'utilisation de constituants 100 % bio-sourcés n'implique pas forcément que le matériau soit biodégradable ou compostable.

1. D'après l'Agence De l'Environnement et de la Maîtrise de l'Energie (ADEME)

2. D'après le norme EN-13432

3. D'après le norme EN-13432 :2000

1.2 LES MATÉRIAUX COMPOSITES

Qu'ils soient bio-sourcés ou non, les composites sont constitués d'une matrice et d'un renfort. Ce paragraphe présente ces différents constituants.

1.2.1 Les renforts

1.2.1.1 Types de renforts et architectures

Comme le montrent les quelques exemples précédents, il existe des renforts de différentes natures et à différentes échelles. Parmi les plus fréquents, on trouve :

- *Les additifs* : souvent sous la forme de poudres micro ou millimétriques, qui n'ont pas pour but de renforcer réellement la matrice, mais de lui ajouter des fonctionnalités (retard au feu, protection contre les UV, etc.)
- *Les charges ponctuelles* : à une échelle un peu plus grande (millimétrique), comme le sable ou les graviers qui constituent certains bétons.
- *Les fibres courtes* (centimétriques), dont l'orientation souvent aléatoire conduit à l'obtention d'un matériau qui peut être considéré comme homogène et isotrope à une certaine échelle.
- *Les fibres longues* (décimétriques) ou *continues*, dont l'orientation est le plus souvent contrôlée pour renforcer des directions privilégiées.

Pour atteindre des propriétés mécaniques élevées, les renforts de type "fibre" sont très couramment utilisés. Afin de faciliter leur manipulation, on trouve également différentes architectures de tissage, permettant de disposer les renforts ayant souvent un élanement très élevé, selon des configurations bien spécifiques. Parmi ces architectures, dont certaines sont représentées sur la [figure 1.1](#) on peut citer :

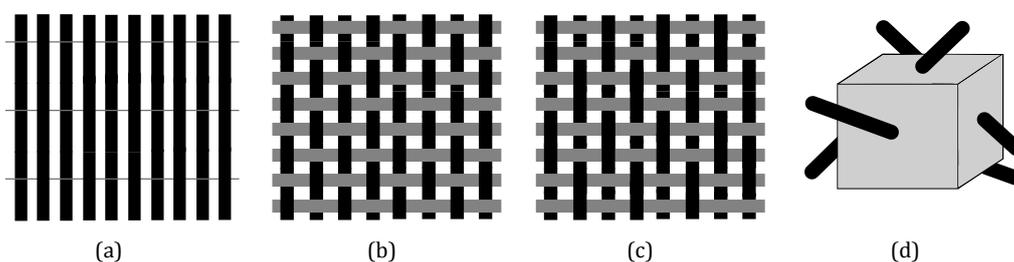


FIGURE 1.1 – Exemple d'architectures de renfort : a) tissu quasi-unidirectionnel, b) tafta, c) sergé et d) tissu 3d.

- *Les mats* : il s'agit d'un assemblage de fibres courtes non tissées maintenues par enchevêtrement (et éventuellement une faible quantité de matrice ou de liant).
- *Les rovings* : il s'agit de mèches de fibres unidirectionnelles de faible largeur.

- *Les unidirectionnels* : on parle de renfort UD lorsque les fibres sont toutes alignées dans la même direction. Un faible pourcentage de fils de trame est parfois utilisé pour permettre le maintien des fibres et la manipulation du renfort. On parle alors de tissu quasi-unidirectionnel.
- *Les tissus bi-axiaux* : tissage architecturé de mèches de fibres unidirectionnelles. Il existe différents tissages identiques à ceux que l'on peut trouver dans l'industrie textile. Le tissage tafta, sergé ou satin en sont trois exemples. Ces tissages permettent de renforcer deux directions perpendiculaires.
- *Les tissus multi-axiaux* : pour permettre de renforcer un plus grand nombre de directions, on peut utiliser des tissus 3D ou 4D, dont l'architecture est plus complexe.

1.2.1.2 Les renforts bio-sourcés

Il existe une vaste gamme de renforts bio-sourcés, ayant des tailles et des architectures presque aussi variées que les renforts synthétiques traditionnels (fibres de verre, carbone, aramides, etc.). On peut par exemple utiliser des particules de bois comme charges ponctuelles [1, 2], permettant ainsi de valoriser les déchets de bois. Pour des longueurs plus importantes, des fibres d'origines animales ou végétales peuvent être utilisées. Si l'utilisation de fibres d'origines animales (laine de mouton, cachemire, soie, etc.) est très répandue dans la réalisation de textiles vestimentaires, leurs faibles propriétés mécaniques limitent fortement leur utilisation pour la réalisation de matériaux composites. En revanche, les fibres végétales s'avèrent beaucoup plus intéressantes, et peuvent parfois aller jusqu'à concurrencer certaines fibres synthétiques, comme les fibres de verre [3]. Pour cette raison, de nombreuses études ont été réalisées sur les composites renforcés de diverses fibres végétales [4]. Les principales fibres étudiées sont synthétisées dans une classification proposée par Yan et al. [5], présentée en [figure 1.2](#). On trouve notamment des études sur les fibres de lin [6], de chanvre [7], ou encore les fibres de sisal [8], très connues pour leur bonnes propriétés mécaniques. De plus, à travers le monde, de nombreuses fibres sont étudiées pour la réalisation de composites afin d'être valorisées en tant que ressources locales. On trouve ainsi des études portant sur les composites renforcés de fibres de ramie [9], de coco [10], de bambou [11], ou d'alfa [12]. Enfin, d'autres fibres moins connues sont étudiées et s'avèrent être encore plus intéressantes mécaniquement, comme les fibres d'orties (*urtica dioica*) étudiées par Bodros et al. [13]. En pratique, elles ne sont quasiment pas utilisées en tant que renfort de composites en raison de l'inexistence de filières de culture, d'exploitation et de traitement suffisamment développées pour garantir une disponibilité suffisante de la ressource. D'autre part, des auteurs comme Lefeuvre et al. [14] ont montré que les caractéristiques mécaniques des fibres dépendent en grande partie de l'endroit où elles se situent dans la plante. On distingue par exemple, les fibres issues des tiges, des feuilles, des graines, etc. Toutes ces fibres n'ont pas les mêmes fonctions au sein de la plante. Celles qui entourent les fruits, comme les fibres de coco, ont pour rôle de

protéger le fruit ou la graine des attaques extérieures ou des chutes. En revanche, les fibres présentes dans les tiges de plantes hautes et élancées ont plutôt comme fonction d'apporter rigidité et résistance à la plante sollicitée en flexion, par exemple sous l'effet du vent⁴. Par conséquent, le choix des fibres conditionne en partie le type d'application du composite réalisé (rigidité, résistance aux chocs, etc.)

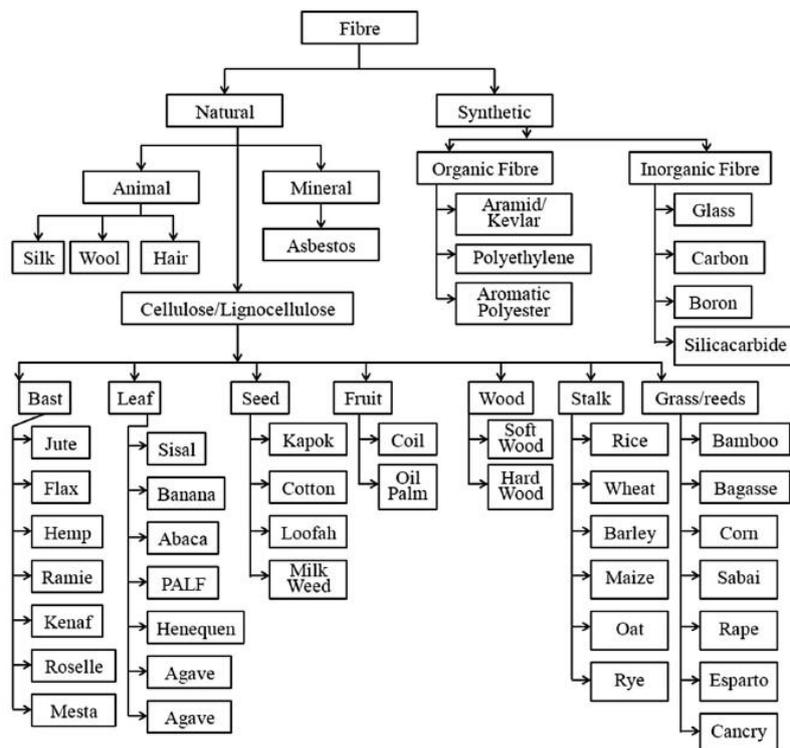


FIGURE 1.2 – Fibres naturelles courantes d'après Yan et al. [5]

1.2.2 Les matrices

La matrice est le second constituant indispensable d'un matériau composite. Elle a comme principales fonctions de maintenir les renforts, de les protéger et de leur transmettre les efforts mécaniques. Il existe de nombreux types de matrices, parmi lesquels on peut citer les matrices métalliques, céramiques, organiques ou polymères. Nous nous intéresserons principalement à ces dernières. D'un point de vue chimique, un polymère est une macromolécule se présentant comme un assemblage de nombreuses molécules identiques : les monomères. La manière dont sont liés les différents monomères entre eux conditionne les propriétés du polymère global. Pour une utilisation en tant que matrice composite, on distingue principalement les polymères thermodurcissables et les thermoplastiques.

4. "Le roseau plie mais ne rompt pas". *Le chêne et le Roseau*. Jean de la Fontaine. 1668

1.2.2.1 Les thermodurcissables

On qualifie de thermodurcissable un polymère constitué de chaînes linéaires réticulées liées entre elles dans l'espace par des liaisons dites "fortes" (liaisons covalentes). La formation de ce réseau macro moléculaire est irréversible et le polymère obtenu ne peut être ni dissous ni fondu. Par conséquent, les polymères ne sont pas recyclables, mais présentent souvent des propriétés mécaniques élevées. Les thermodurcissables les plus utilisés dans l'industrie composite sont les résines époxydes, polyesters et vinylesters.

A l'heure actuelle, des résines thermodurcissables partiellement bio-sourcées apparaissent progressivement sur le marché [15, 16]. Les structures moléculaires sont quasiment inchangées, mais une partie des éléments carbone ne sont plus pétro-sourcés. Ainsi, il est possible d'utiliser des époxydes présentant jusqu'à 70% de contenu bio-sourcé. Ces résines sont censées permettre aux industriels d'améliorer les performances environnementales de leurs produits.

1.2.2.2 Les thermoplastiques

Les thermoplastiques quant à eux sont constitués d'assemblages de chaînes linéaires ou ramifiées liées entre elles par des liaisons dites "faibles" (liaisons de Van der Waals, liaisons hydrogène), ainsi que par enchevêtrement. La polymérisation n'est pas irréversible et il est possible dans certaines conditions de les "ramollir" en les chauffant à une certaine température. Par conséquent, ces polymères peuvent être recyclés ou décyclés. Parmi les exemples de polymères les plus couramment utilisés, on trouve le polyéthylène téréphtalate (PET), le polyéthylène (PE), le polypropylène (PP), ou encore les polyamides (PA) et les polystyrènes (PS). Là encore, des thermoplastiques possédant un contenu bio-sourcé font leur apparition. On trouve par exemple des PET partiellement bio-sourcés. De plus, il existe des polymères thermoplastiques totalement bio-sourcés. C'est le cas par exemple des TPS (Thermo Plastic Starch), permettant la réalisation de sacs plastiques à base d'amidon [17], du PLA (Poly Lactic Acid) [18] ou de l'acétate de cellulose [19]. Ces matériaux figurent parmi les solutions permettant potentiellement de répondre aux problèmes environnementaux actuels liés à la pollution par le plastique. Ainsi, l'association de fibres végétales et de matrices bio dégradables permet la réalisation de composites entièrement biodégradables [20], apportant ainsi de nouvelles perspectives de fin de vie pour les matériaux composites. Toutefois, malgré les bonnes performances environnementales de ces matériaux biosourcés, les caractéristiques (mécaniques, thermiques, etc.) limitent généralement leur utilisation pour des applications structurelles. Faruk et al. [4] proposent une synthèse des matrices polymères les plus courantes, classées selon leur taux de contenu bio-sourcé (en abscisse) et selon le fait qu'elles soient ou non bio-dégradables (en ordonnées). Cette synthèse est présentée en [figure 1.3](#).

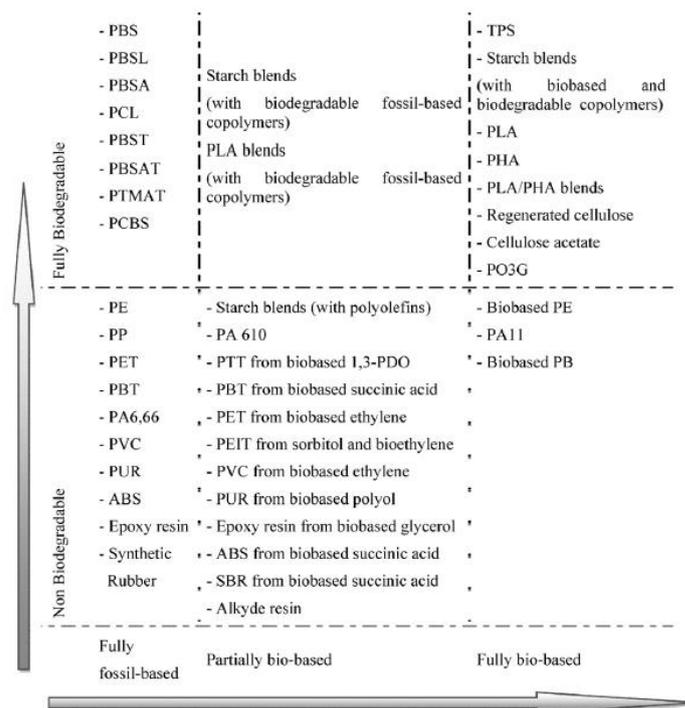


FIGURE 1.3 – Exemples de matrices polymères pétro ou bio-sourcés d'après Faruk et al. [4]

Pour la réalisation des éco-composites, le choix de la matrice doit faire l'objet de compromis difficiles entre les performances mécaniques et environnementales. Pour toutes ces raisons, les éco-composites totalement bio-sourcés ont, aujourd'hui encore, du mal à pénétrer le marché des composites. En revanche, certaines solutions partiellement bio-sourcées, mécaniquement et économiquement viables, sont de plus en plus utilisées.

1.2.3 L'association matrice - renforts

Pour obtenir un matériau composite, il faut associer les renforts à la matrice. La compatibilité de ces deux éléments et leur bonne adhérence sont des conditions déterminantes quant à la qualité du matériau global. La matrice doit en effet pouvoir jouer son rôle de transmission des efforts au renfort. Par conséquent, la compréhension des mécanismes d'adhésion entre la matrice et le renfort est primordiale. Elle permet dans certains cas d'appliquer des traitements physiques ou chimiques à l'un ou à l'autre des constituants pour optimiser ainsi leur compatibilité. Parmi les liaisons existantes, on peut en citer quelques unes, illustrées sur la figure 1.4 :

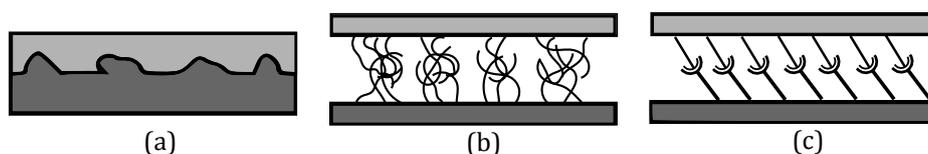


FIGURE 1.4 – Illustration de trois types de liaison d'interface : a) emboîtement mécanique, b) enchevêtrement moléculaire et c) liaisons chimiques

- *Les liaisons mécaniques* : elles sont réalisées si les surfaces du renfort et de la matrice coïncident et peuvent s'emboîter. Ce type de liaison a plus de chance d'avoir lieu sur des surfaces rugueuses et offrant ainsi de nombreux sites d'ancrage. Il est possible d'augmenter le nombre d'aspérités du renfort par des traitements physiques ou chimiques (plasma, corona, UV, etc.). Toutefois, ces traitements ne doivent pas induire une dégradation trop importante de la surface des fibres pouvant conduire à une détérioration de leurs propriétés mécaniques.
- *Les liaisons moléculaires* : ces liaisons correspondent à des enchevêtrements de molécules appartenant aux deux surfaces, formant ainsi une zone intermédiaire aux propriétés particulières. Ces liaisons sont d'autant plus fortes que les molécules impliquées sont longues.
- *Les liaisons chimiques* : elles ont lieu lorsque les groupes chimiques de la surface des renforts s'associent aux groupes chimiques compatibles dans la surface matricielle. Un exemple courant est l'utilisation de silanols, qui réagissent avec la surface des fibres de verre et les résines thermosensibles, améliorant ainsi la qualité de l'interface. Il existe ainsi un grand nombre d'agents de couplage développés spécifiquement pour la plupart des fibres et résines classiques, permettant la création de "ponts" chimiques entre le renfort et la matrice.

L'interface fibre/matrice dans le cas d'utilisation de fibres végétales pose souvent problème [21], même si les surfaces externes des fibres sont souvent rugueuses et irrégulières, permettant de nombreux ancrages mécaniques. Toutefois, l'influence de nombreux traitements physiques ou chimiques favorisant des liaisons plus fortes entre les fibres et la matrice a été étudiée [22-24]. Il existe aussi certains compatibilisants efficaces, comme les silanes [25].

1.2.4 Architecture des matériaux composites

Selon les types de renforts et de matrices choisis, il est possible d'élaborer différentes architectures de matériaux composites, avec des niveaux de performance très différents et/ou de renforcer des directions privilégiées en jouant sur l'orientation des fibres. La figure 1.5 présente quatre configurations fréquemment rencontrées :

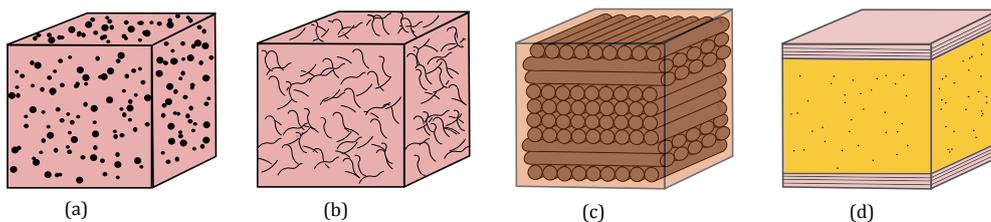


FIGURE 1.5 – Architectures courantes de matériaux composites : a) composite chargé, b) composite fibres courtes, c) composite stratifié à plis unidirectionnels et d) structure sandwich

- *Les composites à charges ponctuelles.* Les charges et additifs n'ont pas vraiment vocation de renfort. Ils sont généralement utilisés pour améliorer l'adhérence fibre/matrice, ou pour ajouter au composite des propriétés particulières (pigments de coloration, agents anti-UV, etc.)
- *Les composites à fibres courtes.* Les composites à fibres courtes sont principalement utilisés pour des applications non structurelles. Selon la longueur des fibres, il est toutefois possible d'atteindre des performances augmentées de 20 à 30% par rapport à celles de la matrice d'origine non chargée. Le matériau obtenu peut alors quasiment être considéré comme isotrope.
- *Les composites stratifiés.* Un composite stratifié est un assemblage de différents plis superposés avec des orientations potentiellement différentes. On peut ainsi renforcer de nombreuses directions en adaptant la séquence d'empilement. Des tissus multi-directionnels peuvent être utilisés pour former les plis élémentaires, mais ce sont les stratifiés de plis unidirectionnels qui présentent les caractéristiques mécaniques les plus élevées, avec des taux de fibres supérieurs à 50%. Les composites stratifiés sont généralement utilisés pour la réalisation de pièces structurelles.
- *Les structures sandwiches.* Les panneaux sandwichs sont particulièrement adaptés à la réalisation de pièces à hautes propriétés spécifiques (propriétés mécaniques rapportées à la masse). Deux peaux (souvent en composites) sont collées de part et d'autre à une âme légère (mousse, nid d'abeilles, etc.). L'âme n'a pas vocation à renforcer mécaniquement la structure. Elle doit juste supporter le cisaillement, si la structure est sollicitée en flexion, et éventuellement les efforts de compression. Elle sert simplement à "écarter" les peaux en ajoutant un minimum de masse. Elle permet ainsi d'accroître le moment quadratique de la pièce, augmentant considérablement sa rigidité et sa résistance en flexion.

1.2.5 Procédés de mise en oeuvre

La fabrication des matériaux composites peut se faire de différentes manières, selon le type de matrice utilisée, le type et l'architecture de renfort, et les attentes concernant la pièce finale. Cette partie présente les procédés de fabrication les plus utilisés [26].

1.2.5.1 Mise en oeuvre par voie humide

On parle de mise en oeuvre par voie humide lorsque les fibres sont imprégnées de résine catalysée relativement fluide. Dans le cas des résines thermodurcissables, une fois le mélange des constituants (résine et durcisseur) réalisé, l'opérateur dispose d'un certain temps pour associer la résine non polymérisée au renfort. Voici quelques exemples de mise en oeuvre par voie humide :

- **Le moulage au contact**

Le moulage au contact consiste à imprégner manuellement le renfort de résine. L'opérateur dispose les fibres sur le moule (préalablement ciré ou enduit d'un agent de démoulage) et utilise un rouleau ou un pinceau pour appliquer la résine, comme illustré sur la [figure 1.6](#).

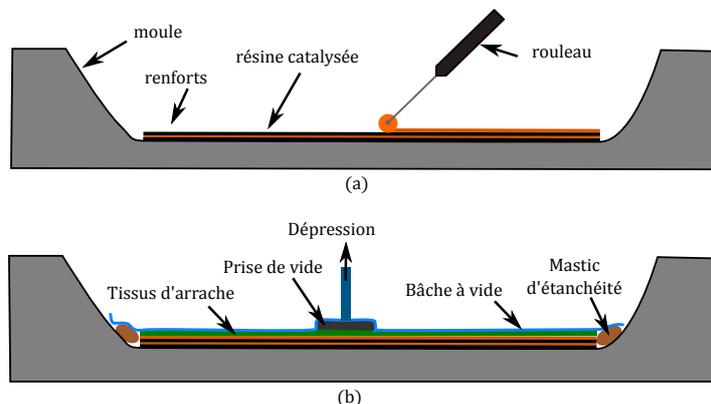


FIGURE 1.6 – Procédé de moulage au contact : a) imprégnation manuelle du renfort et b) compaction sous vide

Cette technique est particulièrement adaptée à la réalisation de stratifiés de plis unidirectionnels. Les différents plis, dont les fibres très serrées peuvent impliquer une mouillabilité délicate peuvent ainsi être imprégnés séparément et superposés selon une séquence d'empilement comportant des directions variables. Une fois l'imprégnation réalisée, une compression peut être appliquée à l'ensemble afin d'améliorer le taux de compaction, d'éliminer l'excédent de résine et ainsi d'augmenter le taux de fibres. La compaction peut être réalisée sous presse, ou au moyen d'un sac à vide, avec un apport de chaleur éventuel pour accélérer la polymérisation. Ce procédé présente l'avantage d'être simple et peu onéreux. En revanche, l'application manuelle de la résine présente quelques inconvénients. L'opérateur doit en effet veiller à ne pas perturber l'orientation ou l'alignement des différentes couches de fibres. Par conséquent, ce procédé est moins adapté pour les composites à fibres courtes. Il requiert de plus l'utilisation de résines plutôt visqueuses. L'imprégnation à l'air libre peut induire des porosités indésirables du fait de l'emprisonnement de bulles d'air dans les résines visqueuses. Enfin, la manipulation des résines peut poser des problèmes d'hygiène et de sécurité au travail.

- **La projection simultanée**

La projection simultanée est un procédé relativement similaire au moulage au contact, mais réservé aux renforts de type charges ponctuelles et fibres courtes. La résine catalysée est projetée sur la pièce de manière simultanée avec le renfort, ainsi directement imprégné et disposé aléatoirement. Là encore, il est possible d'envisager une compression de la pièce finale jusqu'à polymérisation. Cette

technique est particulièrement adaptée aux formes complexes, et permet la réalisation rapide de pièces, puisque la projection peut se faire à l'aide d'un "pistolet à peinture". En revanche, compte tenu de la taille du renfort, ce procédé est plutôt destiné à la réalisation de pièces à faibles caractéristiques mécaniques. Les inconvénients liés à la projection simultanée sont les mêmes que ceux énoncés dans le paragraphe précédent.

- **Moulage par injection ou infusion**

Le procédé dit de "Resin Transfert Moulding", illustré [figure 1.7](#) est aussi utilisé pour la mise en oeuvre des composites à matrice thermodurcissable par voie humide.

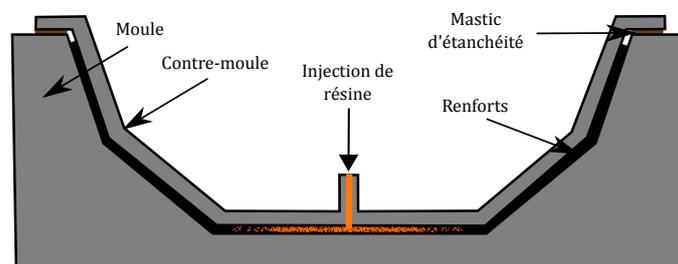


FIGURE 1.7 – Illustration du procédé de moulage par injection de résine

Les tissus secs sont positionnés entre un moule et un contre-moule rigide. L'ensemble est hermétiquement fermé. Une pompe injecte ensuite la résine qui se propage dans l'intervalle existant entre le moule et le contre-moule, en imprégnant les fibres. L'avancée de la résine peut être aidée par une aspiration de vide (Vacuum Assisted RTM). L'infusion de résine liquide est un procédé très similaire, qui n'utilise pas de contre-moule rigide, mais une bâche à vide flexible. La compaction de la préforme ainsi que l'avancée de la résine sont assurées uniquement par la dépression imposée. Du fait de l'absence de contre-moule, ce procédé est particulièrement bien adapté à la production en petite série de pièces à géométries complexes ou de très grandes dimensions (coque de bateau, pales d'éolienne, etc.)

1.2.5.2 Mise en oeuvre des composites à matrice thermoplastique

La mise en oeuvre des composites à matrice thermoplastique nécessite des procédés différents de ceux des thermodurcissables. Dans ce dernier cas, une résine est mélangée à un activateur et la polymérisation qui s'ensuit est irréversible. Dans le cas des thermoplastiques, les matrices sont généralement déjà polymérisées, et nécessitent d'être refondues pour imprégner les fibres. Les procédés les plus couramment utilisés pour la fabrication des composites sont :

- **L'injection TP**

La matrice thermoplastique, initialement sous la forme de granules (compounds), est d'abord chauffée et compressée par l'intermédiaire d'une vis sans fin, dans laquelle des charges ou des fibres courtes peuvent être ajoutées, le mélange et l'imprégnation étant ainsi réalisés de manière continue. La vis sans fin permet ensuite l'injection de la matière dans un moule. Après un temps de refroidissement suffisant, la pièce peut ensuite être démoulée. Ce procédé, illustré sur la [figure 1.8](#) est un des plus utilisés pour la réalisation de pièces faiblement ou moyennement renforcées, en grande série ou avec des cadences qui peuvent être très soutenues.

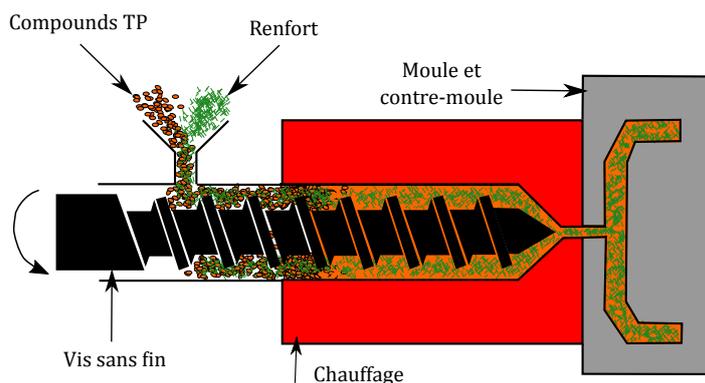


FIGURE 1.8 – Procédé d'injection d'un composite thermoplastique renforcé de fibres courtes

- **La thermocompression**

La thermocompression permet la réalisation de pièces composites renforcées par des fibres longues (tissus unidirectionnels ou bi-axiaux), et permet par conséquent d'atteindre des performances mécaniques supérieures à celles permises par l'injection TP. Pour imprégner les fibres, on dispose les différents plis de tissus avec la séquence d'empilement désirée, en intercalant entre chaque pli une certaine quantité de matrice (sous forme de films ou de poudres). L'ensemble est généralement placé dans une presse à plateaux chauffants, permettant ainsi au polymère de fondre et de fluer en imprégnant les fibres. Le démoulage est possible après un temps de refroidissement suffisant. Il est possible de s'affranchir d'une presse en réalisant la compaction par l'intermédiaire d'un sac à vide (la température de fusion de la matrice étant atteinte grâce à un moule chauffant), ou en réalisant la fabrication en étuve ou en autoclave.

1.2.5.3 Autres procédés

Les procédés décrits précédemment constituent une liste non exhaustive des moyens existants pour la fabrication de composites. Ils peuvent être déclinés en de multiples variantes, plus efficaces selon les types de renfort ou de résine utilisés, la géométrie de la pièce finale, la cadence de production recherchée, etc. De plus, il existe des procédés spécifiques permettant d'atteindre de très hautes performances pour des pièces très par-

ticulières. Parmi eux, on peut citer le processus d'enroulement filamentaire, utilisé pour la réalisation de pièces présentant une symétrie de révolution, ou encore le moulage par pultrusion, permettant d'obtenir des profilés rectilignes ou courbes, renforcés dans la direction principale. Ces procédés permettent d'atteindre des taux de renfort supérieurs à 80%.

1.2.5.4 Particularité des composites à fibres végétales

L'utilisation de fibres végétales nécessite quelques précautions lors de la phase de mise en oeuvre. Tout d'abord, les températures exigées par certains procédés notamment de thermocompression, pour atteindre la fusion de la matrice (parfois supérieures à 200°C), peuvent endommager les fibres. Cet endommagement doit alors être quantifié et ses conséquences sur les propriétés de la pièce finale (si elles sont avérées) doivent être prises en compte [27, 28]. D'autre part, l'utilisation de hautes températures avec des fibres végétales peut impliquer des émissions de composés organiques volatiles (COV) [29], éventuellement associées à des odeurs pouvant avoir un impact négatif. Pourtant, la présence d'eau au sein des fibres végétales nécessite des traitements thermiques de séchage. Les températures et les durées doivent être déterminées avec précaution, afin de retirer suffisamment d'eau pour assurer une bonne compatibilité avec la matrice et éviter de développer des porosités, sans pour autant dégrader les propriétés mécaniques des fibres.

1.2.6 Les semi-produits

Quel que soit le type de matrice ou de renfort, il est possible d'utiliser des semi-produits, consistant en un assemblage intermédiaire de la matrice et du renfort. Parmi eux, on retrouve :

- **Les pré-imprégnés**

Très connus dans l'industrie des composites thermodurcissables, les préimprégnés sont constitués de plis de fibres préalablement imprégnés par une résine dont la polymérisation se fait généralement en température. Ainsi, l'opérateur peut disposer les tissus pré-imprégnés selon la séquence d'empilement souhaitée, et utiliser par la suite des procédés de thermocompression (autoclave, presse à plateaux chauffants, etc.) pour permettre la polymérisation finale de la résine, assurant dans le même temps l'adhésion entre les différents plis. Ce procédé de mise en oeuvre permet l'obtention de composites de très hautes performances, avec des taux de fibres très élevés et un taux de porosité inférieur à 1%.

- **Les compounds chargés**

L'industrie des composites thermoplastiques utilise aussi des compounds déjà chargés de fibres courtes ou d'additifs. Le procédé utilisé est alors identique à celui décrit au [paragraphe 1.2.5.2](#), mais le renfort et la matrice sont déjà liés. En

passant dans la vis sans fin, la matrice fond et peut ainsi être injectée (avec les charges) dans un moule.

- **Les tissus co-mêlés**

Les tissus co-mêlés figurent parmi les semi-produits particulièrement appréciés pour la réalisation de composites thermoplastiques. Il s'agit de tissus unidirectionnels ou bi-axiaux avec des architectures classiques (Sergé, Taftas, Satin), mais comprenant des fibres de renfort et des fibres de polymère constituant la matrice. L'opérateur peut alors disposer les tissus co-mêlés dans le moule avec la séquence d'empilement souhaitée, puis compacter la préforme en chauffant, soit par une presse, soit par le vide. Les fibres de polymère vont ainsi fondre et fluer en enrobant les fibres. Après refroidissement, la pièce finale pourra être démoulée.

1.3 LES STRUCTURES SANDWICHES

1.3.1 Définitions et exemples

Comme décrit précédemment, une structure sandwich est une forme particulière de structure composite multicouche permettant d'augmenter fortement les propriétés mécaniques en flexion avec un faible impact sur la masse globale de la structure. Pour ce faire, une âme légère est intercalée entre deux peaux, souvent en composite. Le moment quadratique de la poutre ainsi obtenue est alors fortement augmenté. Les structures sandwiches sont utilisées dans de nombreuses applications, allant des cloisons ou planchers de véhicules de transports aux coques de bateaux, en passant par les éoliennes, ou certains éléments d'isolation intérieure dans le secteur du bâtiment.

1.3.2 Les constituants du sandwich

Généralement, les sandwichs possèdent des peaux fines et une âme dont les propriétés mécaniques en traction sont faibles par rapport à celles des peaux. Dans ces conditions, si la structure est sollicitée en flexion, les peaux travaillent en traction/compression et l'âme en cisaillement. Ces différentes propriétés sont montrées en annexe en [section A.2](#), qui présente les principaux éléments de la théorie des poutres sandwiches. Cette considération est importante pour le choix des constituants.

1.3.2.1 Les peaux du sandwich

Comme expliqué précédemment, la peau supérieure du sandwich encaisse les efforts de compression et la peau inférieure les efforts de traction. Par conséquent, les peaux composites doivent supporter les efforts de traction/compression dans les directions de flexion du sandwich. Pour cette raison, l'utilisation de composites renforcés de fibres longues est particulièrement adaptée pour renforcer des directions privilégiées. Ainsi, les éco-composites mentionnés précédemment peuvent pour la plupart être utilisés en

tant que peaux d'une structure sandwich bio-sourcée. Cependant, tout type de plaque fine suffisamment rigide et résistante, pour une application donnée, peut convenir. On trouve ainsi des sandwichs à peaux métalliques ou même en bois. D'autre part, les peaux ont aussi pour rôle de protéger l'âme et le reste de la structure des agressions extérieures, comme l'humidité, les attaques chimiques, les impacts, etc. Elles peuvent aussi conférer à la structure un aspect esthétique dans le cas où la pièce est visible.

1.3.2.2 L'âme du sandwich

Le rôle de l'âme est d'écartier les peaux pour augmenter le moment quadratique global de la structure (théorème de Huyghens) en ayant un impact minimal sur la masse. Les seuls efforts directement encaissés par l'âme sont liés au cisaillement (dans le cas d'une sollicitation en flexion) ou à la compression (dans le cas d'une sollicitation en compression perpendiculaire, pour des applications de type planchers par exemple). Par conséquent, les structures cellulaires sont particulièrement appropriées (mousses, nids d'abeilles, etc.). L'augmentation de la taille des cellules permet en effet d'atteindre des masses volumiques très basses, tout en assurant une certaine rigidité et résistance en cisaillement et en compression. La [figure 1.9](#) illustre une structure sandwich à âme en nid d'abeilles. Outre ses fonctions mécaniques, l'âme du sandwich permet l'apport à la structure globale de fonctionnalités supplémentaires. Elle peut en effet favoriser l'amortissement de vibrations [30], au moyen de la compression/décompression de l'air contenu dans les cellules lors des déformations mécaniques de la structure vibrante. De plus, certaines âmes sont sélectionnées pour permettre une isolation thermique optimale [31], ou encore pour leurs propriétés de retard au feu [32].

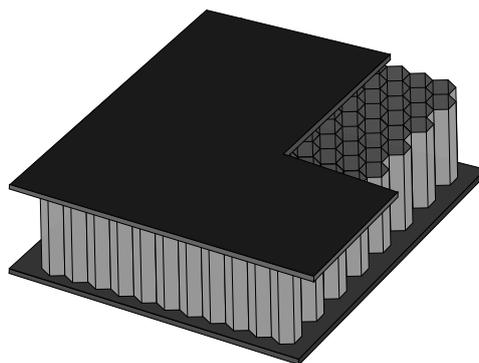


FIGURE 1.9 – Exemple de structure sandwich à âme en nid-d'abeille

Parmi les matériaux bio-sourcés, le balsa et le liège sont les deux âmes les plus souvent mentionnées. Le balsa est en effet reconnu pour ses propriétés spécifiques très intéressantes, c'est à dire ses propriétés mécaniques rapportées à la masse, notamment en compression et en cisaillement, d'où son utilisation en tant qu'âme du sandwich [33,34]. Le liège, quant à lui, est apprécié pour ses bonnes propriétés d'absorption

d'énergie (vibration, impact, etc.) [35,36]. Ainsi, en associant ces âmes à des peaux composites bio-sourcées, il est possible de réaliser des structures sandwichs entièrement bio-sourcées [37,38]. En revanche, il existe très peu de mousses bio-sourcées, même partiellement [39]. Enfin, quelques auteurs comme Stocchi et al. [40] et Zuhri et al. [41] ont démontré les bonnes propriétés mécaniques de structures en nid d'abeille renforcées de fibres végétales, mais leur utilisation industrielle est quasi inexistante à l'heure actuelle.

1.3.3 Procédés de fabrication

On distingue deux grandes familles de procédés de fabrication des sandwichs : la mise en oeuvre par assemblage, consistant à fabriquer séparément les peaux puis les coller à l'âme, et les procédés dits "one-shot", consistant à fabriquer l'ensemble de la structure en une seule étape.

1.3.3.1 Mise en oeuvre par assemblage

Si les peaux composites sont fabriquées à part, elles doivent par la suite être assemblées à l'âme. Le choix de l'adhésif est alors crucial pour assurer une interface peaux/âme de qualité. Outre une résistance au cisaillement et en traction perpendiculaire compatible avec les exigences du cahier des charges, les éléments essentiels pour une bonne qualité de l'interface sont :

- *L'état des surfaces des peaux et de l'âme* : en fonction de l'état de surface des peaux et/ou de l'âme, des traitements peuvent être nécessaires pour améliorer l'adhérence. On trouve principalement des traitements visant à détériorer légèrement les surfaces afin d'augmenter le nombre de points d'ancrage mécanique entre les constituants. On peut ainsi envisager d'utiliser des traitements physiques ou chimiques similaires à ceux décrits dans le [paragraphe 1.2.3](#). Certains matériaux d'âme comme les mousses à cellules fermées possèdent déjà des surfaces suffisamment rugueuses pour permettre une bonne adhésion mécanique.
- *La compatibilité de l'adhésif et des constituants* : afin de garantir le collage, il est important de s'assurer de la compatibilité de l'adhésif avec les différents constituants. Par exemple, l'utilisation de résines polyester ou vinylester n'est pas envisageable avec une âme en mousse polystyrène, qui serait alors détruite par le styrène contenu dans les adhésifs.
- *La viscosité de l'adhésif et le dimensionnement de l'interface* : de plus, une attention particulière doit être portée à la viscosité de l'adhésif avant sa polymérisation. Cette remarque est particulièrement vraie pour les âmes à cellules ouvertes (NIDA, balsa, etc.). En effet, une colle d'interface trop fluide finirait par couler à l'intérieur des cellules, sans participer à l'adhésion. Dans une moindre mesure, l'absorption locale d'une certaine quantité de colle peut conduire à des défauts locaux d'adhé-

sion, pouvant se révéler catastrophiques pour les propriétés mécaniques du sandwich. Ainsi, le dimensionnement de l'interface, c'est à dire l'épaisseur du film de colle utilisée, s'avère souvent indispensable, particulièrement pour les sandwichs à âme NIDA [42].

L'assemblage des peaux et de l'âme peut ensuite se faire de différentes manières. L'adhésif peut par exemple être appliqué sur les constituants. La structure globale est par la suite thermocompressée jusqu'à polymérisation de l'interface. D'autre part, si les peaux sont à matrice thermoplastique, elles peuvent être localement fondues et être assemblées avec l'âme.

1.3.3.2 Procédés de mise en oeuvre "one-shot"

Dans le cas des sandwichs à peaux en matériaux composites, il est possible d'effectuer simultanément la mise en oeuvre des peaux et leur assemblage avec l'âme. En effet, l'âme peut être considérée comme élément supplémentaire d'un composite multicouche. Par conséquent, les procédés de mises en oeuvre des composites par voie humide décrits en 1.2.5 peuvent être utilisés. La technique de moulage au contact peut être appliquée telle quelle. En revanche, les procédés d'injection et d'infusion doivent être adaptés, pour permettre la circulation de la résine liquide à travers une préforme plus épaisse. Par exemple, dans le cas d'une mise en oeuvre par RTM (illustrée sur la figure 1.7), l'injection par le dessus de la préforme ne permet pas a priori d'imprégner la peau inférieure, en raison de la présence de l'âme potentiellement étanche (mousses à cellules fermées par exemple). Différentes modifications peuvent alors être apportées aux âmes pour permettre le transfert de la résine, comme une série de perçages ou de rainurages. Dans le cas d'utilisation de composites à matrice thermoplastique, ou de certains semi-produits (pré-imprégnés, tissus co-mêlés), les procédés de thermocompression (par presse ou par le vide), dont le principe est illustré en figure 1.10, peuvent aussi être utilisés pour la fabrication en "one-shot" des sandwichs, à condition que l'âme résiste à la pression nécessaire à la formation des peaux composites.

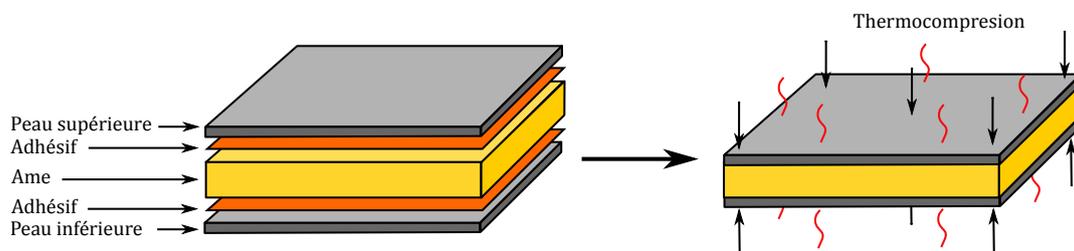


FIGURE 1.10 – Illustration du procédé d'assemblage peaux/âme par thermocompression

De la même manière que pour les matériaux composites, les procédés de mise en oeuvre des matériaux sandwichs énoncés précédemment existent en une multitude de variantes plus adaptées aux différents constituants utilisés, aux géométries des pièces finales et aux cadences de production visées. Il existe aussi d'autres procédés moins répandus. Parmi lesquels on peut citer l'expansion in-situ, consistant à réaliser l'expansion d'une âme en mousse entre deux peaux. Un autre exemple consiste aussi à utiliser une couture transverse (dans l'épaisseur du sandwich), permettant ainsi de renforcer la liaison peaux/âme [43].

CONCLUSION

Ce chapitre présente une analyse bibliographique réalisée dans le but de se familiariser avec les matériaux composites et les structures sandwichs. L'objectif est de constituer une base de connaissances qui pourra être utilisée par la suite pour le choix des différents matériaux nécessaires à la réalisation d'un sandwich à base de constituants naturels. Tout d'abord, les notions et définitions principales relatives aux éco-composites sont rappelées. Puis les matériaux composites sont définis, ainsi que les différents éléments qui les composent. De nombreux types et architectures de renforts sont décrits, ainsi que différentes matrices et particulièrement des matrices polymères. Dans les deux cas, une revue de la littérature concernant spécifiquement les renforts et les matrices bio-sourcées est proposée. Par la suite, les procédés de mise en oeuvre des matériaux composites les plus couramment utilisés sont présentés. La troisième partie de ce chapitre propose une étude similaire pour les sandwichs. Après avoir présenté les principaux avantages d'une telle structure, ses différents constituants (peaux et âme) sont décrits et leur rôle est discuté. De plus, les principaux procédés de mise en oeuvre des sandwichs sont présentés. L'ensemble de ces éléments bibliographiques peut alors être utilisé pour choisir une matrice, un renfort et une âme dans le but de constituer une structure sandwich bio-sourcée, ainsi qu'un procédé de fabrication compatible avec les différents constituants utilisés.

SÉLECTION ET CARACTÉRISATION DES CONSTITUANTS DU SANDWICH

2

SOMMAIRE

2.1	MÉTHODOLOGIE DE SÉLECTION	27
2.1.1	Critères de sélection	27
2.1.2	Choix des constituants	27
2.1.2.1	Choix des fibres	27
2.1.2.2	Choix de l'âme	28
2.1.2.3	Choix de la matrice	28
2.2	LES FIBRES DE LIN	29
2.2.1	Procédé d'extraction des fibres	29
2.2.2	Structure et propriétés des fibres	30
2.2.3	Les composites renforcés de fibres de lin	32
2.2.4	Le FlaxTape	33
2.3	LA RÉSINE ELIUM	34
2.3.1	Comportement mécanique	34
2.3.1.1	Essai de traction : dispositif expérimental	35
2.3.1.2	Résultats	35
2.3.1.3	Discussion	36
2.4	L'ÂME EN Balsa	37
2.4.1	Structure et propriétés du balsa	38
2.4.2	Les structures sandwiches à âme balsa	39
2.4.3	Matériaux de l'étude	40
2.4.4	Comportement en compression	42
2.4.4.1	Dispositif expérimental	42
2.4.4.2	Résultats	43
2.4.5	Comportement en cisaillement	45
2.4.5.1	Dispositif expérimental	45
2.4.5.2	Résultats	46
2.4.6	Bilan et discussion	47
2.5	CHOIX D'UN PROCÉDÉ DE MISE EN OEUVRE	47
2.5.1	Mise en oeuvre des composites	48
2.5.2	Mise en oeuvre des sandwichs	50
	CONCLUSIONS	52

Ce chapitre présente la phase de sélection et de caractérisation des constituants de la structure sandwich. Dans un premier temps, la méthodologie de sélection des renforts, de la matrice et de l'âme est expliquée. Les critères de sélection, visant à trouver le juste compromis entre les performances mécaniques et environnementales des matériaux sont présentés. Ainsi, les fibres de lin ont été choisies comme renfort des peaux du sandwich. Un tissu purement unidirectionnel a été utilisé afin de réaliser des composites stratifiés. Par ailleurs, une résine thermoplastique innovante a été utilisée comme matrice. Si cette dernière n'est pas bio-sourcée, elle présente néanmoins la particularité d'être suffisamment fluide à l'état initial pour pouvoir être compatible avec des procédés d'infusion ou d'injection, habituellement réservés aux thermodurcissables. Enfin, des panneaux de balsa en configuration "bois debout" ont été utilisés comme âme de la structure sandwich. Dans un second temps, chaque constituant est analysé par le biais d'une revue de la littérature, puis par des essais mécaniques préliminaires visant à déterminer expérimentalement certaines constantes caractéristiques de leur comportement. Ainsi, des essais de traction ont été réalisés pour déterminer les paramètres élastiques et ultimes de la résine. Ces propriétés ont été comparées à celles d'une gamme de résines époxydes classiquement utilisées. Par la suite, des essais de compression et de cisaillement ont été effectués sur l'âme en balsa. Une variabilité locale importante des propriétés mécaniques a été mise en évidence et corrélée avec une dispersion de la masse volumique dans le panneau. Là encore, les propriétés spécifiques du balsa ont été comparées à d'autres matériaux classiques utilisés comme âme de structure sandwich. Enfin, le processus de mise en oeuvre par infusion de résine liquide a été choisi et adapté pour permettre la fabrication de plaques composites et sandwiches en quantité et en cadence suffisantes pour permettre l'approvisionnement en matériau tout au long de l'étude.

2.1 MÉTHODOLOGIE DE SÉLECTION

En s'appuyant sur l'analyse bibliographique réalisée précédemment, l'objectif de ce chapitre est de sélectionner des constituants totalement ou partiellement bio-sourcés ainsi qu'un procédé de mise en oeuvre pour la réalisation de la structure sandwich. On s'intéressera en particulier à la réalisation de composites à matrice polymère renforcés de fibres végétales (VFRP¹).

2.1.1 Critères de sélection

Parmi les différents matériaux candidats, plusieurs critères ont été pris en compte pour effectuer le choix. Tout d'abord, et particulièrement pour les fibres et l'âme, les propriétés spécifiques ont été étudiées. Les constituants doivent en effet présenter de bonnes propriétés mécaniques avec des masses faibles. Pour les fibres, on cherchera ainsi une rigidité et une résistance spécifiques en traction élevées, du fait de leur rôle de renfort dans les peaux composites du sandwich (sollicitées en traction/compression). Pour l'âme, on recherchera de bonnes propriétés spécifiques en cisaillement et en compression. De plus, les matériaux agro-sourcés seront privilégiés. En effet, la maîtrise de leur culture permet de limiter les risques de ruptures d'approvisionnement. Une attention particulière sera aussi portée à leur durée de renouvellement. Toutefois, dans le but de réaliser une structure mécaniquement performante, des matériaux partiellement voire non bio-sourcés pourront être considérés. On s'intéressera alors dans ce cas à leurs performances environnementales (possibilité de recyclage, biodégradation, etc.) ou à leur caractère innovant. Enfin, les fonctionnalités supplémentaires des matériaux (isolation thermique, propriétés vibratoires, etc.) pourront être considérées.

2.1.2 Choix des constituants

2.1.2.1 Choix des fibres

En considérant le diagramme d'Ashby, construit à l'aide du logiciel CES, qui présente la rigidité spécifique en fonction de la résistance spécifique (c'est à dire la rigidité rapportée à la masse) des fibres naturelles les plus courantes ([figure 2.1](#)), on distingue trois fibres présentant des propriétés très comparables à celles des fibres de verre E : les fibres de ramie, de lin et de chanvre. Ces deux dernières ont été privilégiées en raison de leur culture importante en Europe et particulièrement en France (les fibres de ramie étant plutôt cultivées en Asie). Toutefois, si les fibres de chanvre sont très étudiées pour la réalisation de composites renforcés de fibres courtes, les fibres de lin présentent des longueurs plus importantes, disponibles de plus dans une vaste gamme de tissus unidirectionnels et multi-axiaux. Pour cette raison, les fibres de lin ont été choisies dans l'objectif de réaliser des composites renforcés de fibres longues.

1. NFRP : Vegetal Fibre Reinforced Polymer

2.1.2.2 Choix de l'âme

De la même manière, l'analyse des propriétés spécifiques en cisaillement et en traction/compression des matériaux d'âme permet de dégager un groupe de matériaux bio-sourcés, présenté sur la [figure 2.2](#). L'analyse des résultats de ce diagramme montre que les trois meilleurs candidats sont les bois de douglas, de balsa et de bambou. Le premier a été éliminé en raison de sa durée de renouvellement élevée. Néanmoins, si le bambou est bien connu pour sa croissance rapide, il n'est pas disponible en panneaux de grandes dimensions avec des épaisseurs variables. Son utilisation en tant qu'âme de sandwich est donc compromise. En revanche le balsa, qui présente un taux de renouvellement relativement rapide (5 à 7 ans), est disponible sous forme de panneaux de blocs assemblés. Le bois de balsa a donc été retenu pour former l'âme du sandwich.

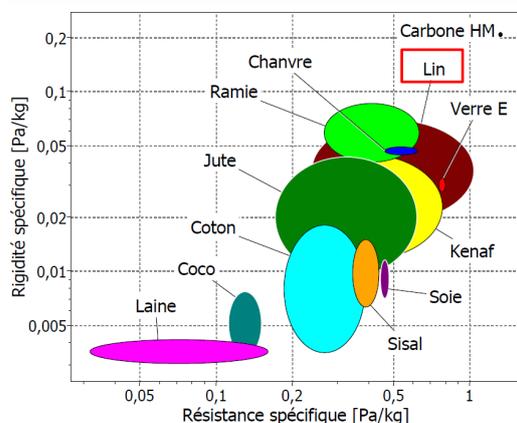


FIGURE 2.1 – Carte de sélection des fibres de renfort

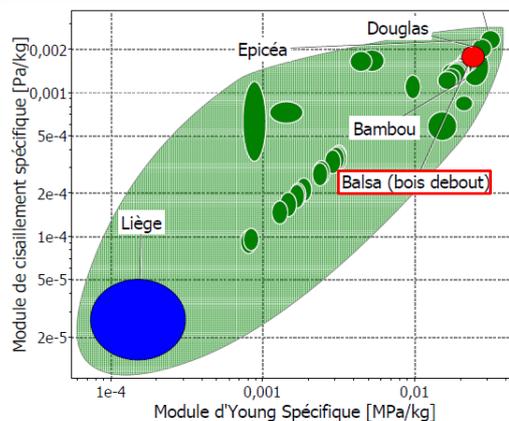


FIGURE 2.2 – Carte de sélection de l'âme

2.1.2.3 Choix de la matrice

Comme expliqué en [paragraphe 1.2.2.2](#), il existe des polymères totalement bio-sourcés (PLA, PHA, TPS, etc.). Cependant, les propriétés de ces thermoplastiques ne sont pas toujours très intéressantes, notamment leur tenue à la température. On trouve aussi des thermodurcissables partiellement bio-sourcés, plus performants mais qui ne peuvent pas être recyclés. Ainsi, afin de trouver un compromis entre performances mécaniques et environnementales, le choix de la matrice s'est porté sur une nouvelle résine commercialisée par ARKEMA : la résine ELIUM. Il s'agit d'un polymère thermoplastique possédant une viscosité initiale très proche de celle de certaines résines Vinylester ou Polyester, pouvant ainsi être utilisé avec des procédés de mise en oeuvre de type RTM ou LRI, habituellement destinés aux résines thermodurcissables. Si cette résine n'est pas bio-sourcée, elle permet cependant théoriquement d'envisager le recyclage ou le décyclage des structures, tout en ouvrant de nouvelles perspectives dans la réalisation de pièces composites thermoplastiques (coques de bateaux, pales d'éolienne, etc.) par voie humide.

2.2 LES FIBRES DE LIN

Le lin est une plante très cultivée en Europe et particulièrement en France depuis des siècles. Cette plante permet en effet la réalisation de nombreux produits, à partir de ses différents constituants. Les graines sont, par exemple, utilisées pour produire une huile alimentaire, connue pour ses propriétés anticholestérolémiques et amaigrissantes. De plus, les fibres de la tige sont aujourd'hui encore très utilisées pour la réalisation de textiles à usage vestimentaire. D'autre part, les résidus de la tige (bois) peuvent être utilisés pour constituer des litières animales. Le lin est donc une plante entièrement valorisable. Depuis quelques années, les recherches en agronomie ont permis de sélectionner des variétés de lin offrant des fibres plus longues et plus résistantes, pouvant ainsi être utilisées dans l'industrie composite. La section suivante décrit les propriétés principales de ces fibres, ainsi que certains aspects de leur comportement. Elle repose sur une analyse de la littérature, le laboratoire ne disposant pas de moyens de caractérisation mécanique à l'échelle des fibres.

2.2.1 Procédé d'extraction des fibres

Les graines de lin sont semées au printemps², et mettent une centaine de jours à lever, donnant des plantes feuillues d'une hauteur d'environ 1 m 20. La récolte s'effectue en juillet, lorsque la maturité des plantes est atteinte. Le lin n'est pas fauché, mais arraché. Les tiges sont ensuite déposées sur le sol du champ en nappes peu épaisses appelées andains. Commence alors l'étape de rouissage. Durant cette phase, les tiges sont laissées à l'air libre pendant une durée variable (de quelques semaines à trois mois). L'alternance de pluie et de soleil, combinée à l'action des micro-organismes et des bactéries du sol, permettent alors de détruire les pectoses, qui agissent comme un ciment entre les fibres et les parties ligneuses. La durée de cette étape doit être déterminée avec précaution. Un rouissage trop court empêche l'extraction correcte des fibres, alors qu'une durée trop longue les assèche et les dégrade. Une fois le rouissage terminé, les tiges sont teillées. Il s'agit de la première étape d'extraction visant à séparer les fibres (contenues dans l'enveloppe externe des tiges), au cours de différentes phases (battage, décortication, etc.). Les fibres sont ensuite peignées afin d'être parallélisées et calibrées.

La [figure 2.3](#) proposée par Bos et al. [44] montre bien les différents constituants d'une tige de lin, jusqu'aux microfibrilles de cellulose qui renforcent les fibres élémentaires. Du fait des procédés utilisés pour la réalisation des différentes étapes d'extraction décrites précédemment, les tissus de fibres de lin utilisés dans l'industrie composite peuvent être constitués d'un certain nombre de faisceaux de fibres, encore appelés fibres techniques, ainsi que de certaines fibres unitaires, aussi appelées fibres élémentaires. Par la suite, des

2. D'après USRTL Industrie Française du Lin (www.usrtl-ifl.fr)

fibres techniques peuvent être assemblées par torsades pour former des fils de longueur beaucoup plus importante.

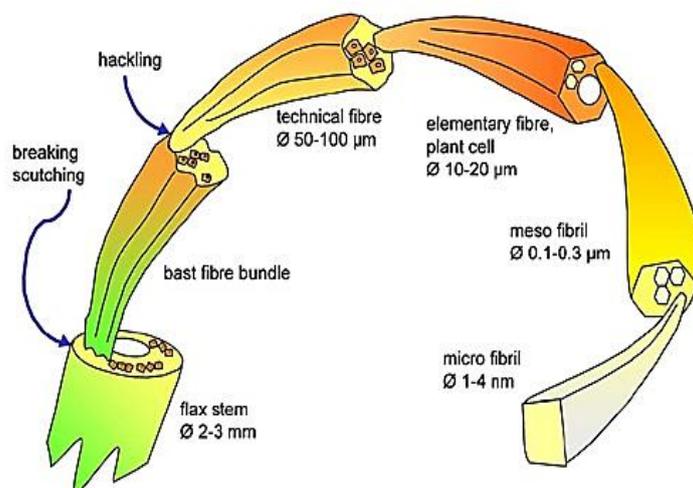


FIGURE 2.3 – Structure d'une tige de lin, d'après Bos et al. [44]

2.2.2 Structure et propriétés des fibres

Les fibres végétales possèdent une microstructure très particulière à l'origine de leurs bonnes propriétés spécifiques. Elles sont constituées d'un assemblage concentrique de différentes couches de matière organique, notamment de la cellulose (environ 70%), de l'hémicellulose (15%), des lignines (2,5%), des pectines (1%) ainsi que quelques traces de cires [5]. On distingue principalement la paroi primaire très fine (P) de la paroi secondaire subdivisée en différentes couches (S1, S2, S3). Le centre creux des fibres est appelé le lumen. Cette architecture est illustrée sur la figure 2.4.

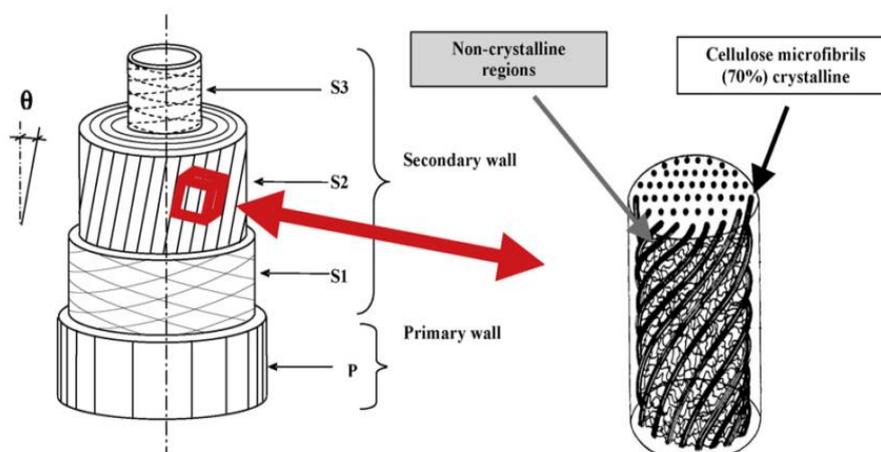


FIGURE 2.4 – Structure d'une fibre élémentaire, d'après Bourmaud et al. [45]

D'autre part, les parois de la fibre sont constituées de microfibrilles de cellulose initialement orientées d'un angle proche de 10° dans le cas du lin. Ces microfibrilles, imprégnées dans une matrice d'hémicellulose font de la fibre de lin un composite naturel à part entière. Cette microstructure est aussi responsable d'un comportement mécanique particulier des fibres de lin. Ainsi, plusieurs auteurs ayant étudié le comportement en traction des fibres élémentaires ont mis en évidence un comportement non linéaire. Les allures des courbes contraintes/déformations peuvent ressembler à celles obtenues par Lefeuvre et al. [46], présentées en figure 2.5. Ces différentes allures sont expliquées par les variations de composition chimique des différentes fibres testées. Le type TIII, présentant une allure caractéristique en "S", est le plus fréquent. Dans ce cas, on remarque une baisse de la rigidité survenant pour un faible niveau de contrainte/déformation, suivie d'une ré-augmentation de celle-ci avant un comportement quasi-linéaire jusqu'à la rupture. Ce type de comportement n'est pas propre aux fibres de lin, mais plutôt aux fibres végétales. Il a en effet été observé entre autres par Placet et al. [47] dans le cas des fibres de chanvre. Les auteurs font une synthèse des mécanismes pouvant expliquer ces non-linéarités. On notera par exemple le phénomène de réorientation progressive des microfibrilles de cellulose. Bourmaud et al. [45] ont aussi mis en évidence une forte dépendance des propriétés mécaniques des fibres élémentaires de lin à l'angle formé initialement par les microfibrilles.

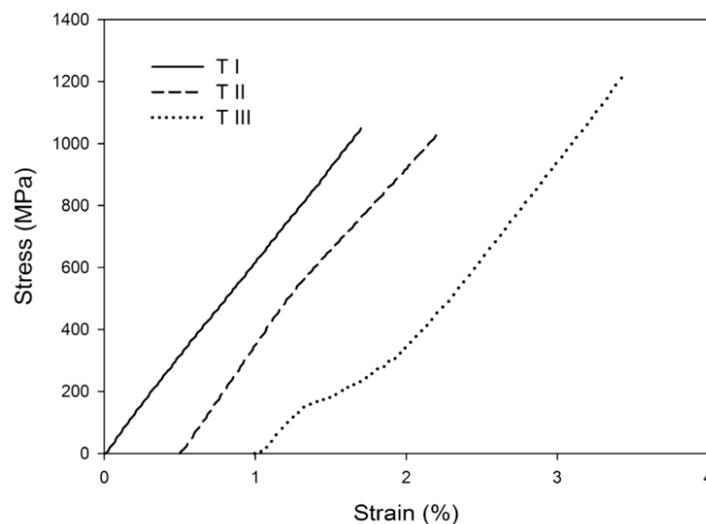


FIGURE 2.5 – Comportements possibles en traction des fibres élémentaires, d'après Lefeuvre et al. [46]

D'autre part, les fibres élémentaires de lin présentent une section non circulaire mais quasi hexagonale, dont les propriétés géométriques sont très variables dans la longueur de la fibre. Par conséquent, la détermination des constantes de l'ingénieur pour ces fibres pose problème. Par exemple, du fait de ces irrégularités géométriques, la notion de module d'Young d'une fibre est discutable. Cette constante en particulier est difficilement mesurable du fait de la quasi-impossibilité d'estimer la contrainte

appliquée. De plus, une variabilité importante des propriétés est observée. Baley et al. [48] ont par exemple étudié la dispersion des propriétés mécaniques de différents lots de fibres (ayant différentes origines géographiques et différentes années de production). Certaines des données obtenues sont synthétisées dans le [tableau 2.1](#), qui présente les principales propriétés des fibres, notamment leur masse volumique ρ , le module d'Young en traction E ainsi que la contrainte et la déformation à la rupture, respectivement notées σ_r et ϵ_r .

Grandeur	ρ	E	σ_r	ϵ_r
Unité	$kg.m^{-3}$	(GPa)	(MPa)	(%)
Intervalle	[1450-1550]	[35-75]	[450-2200]	[1.35-3.5]
Source	[49,50]	[48]	[48]	[48]

TABLE 2.1 – Propriétés principales des fibres de lin

2.2.3 Les composites renforcés de fibres de lin

Du fait des bonnes propriétés de ces fibres, de nombreux auteurs se sont penchés sur la réalisation et l'étude de composites à fibres de lin [6, 51]. Si l'on s'intéresse au cas spécifique des composites renforcés de fibres longues unidirectionnelles, plusieurs études [50, 52, 53] ont mis en évidence un comportement non linéaire, qui diffère donc de celui d'un composite renforcé de fibres de verre. En effet, comme le montre la courbe contrainte/déformation d'un essai de traction typique obtenu par Poilâne et al. [50] et présentée en [figure 2.6](#). On remarque une première zone linéaire très courte, qui précède une diminution de la rigidité survenant à un niveau relativement faible de contrainte et de déformation. La courbe évolue ensuite quasi linéairement jusqu'à une rupture de type fragile.

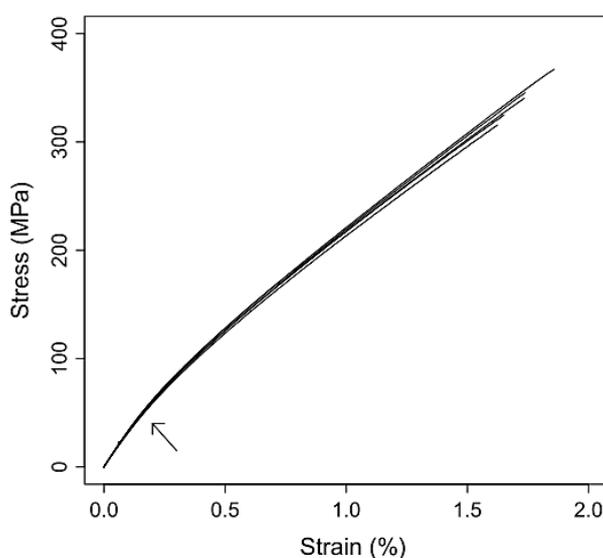


FIGURE 2.6 – Comportement d'un composite UD Lin/Epoxy en traction, d'après Poilâne et al. [50]

La première zone linéaire est identifiée comme étant le domaine élastique. Toutefois, du fait de sa très courte plage de déformation, un débat existe sur la pertinence de mesurer le module d'Young sur cette zone. Ainsi, certains auteurs peuvent donner deux modules de traction [54], l'un correspondant au module d'Young au sens strict (mesuré sur la zone élastique linéaire) et l'autre mesuré sur la seconde partie de la courbe. Cependant, cette seconde zone n'est pas parfaitement linéaire. Certains auteurs ont pu décrire le comportement en traction au moyen d'un modèle visco-élasto-plastique [50]. De plus, il est parfois possible de déceler une légère rigidification dans la seconde zone de la courbe contrainte/déformation. Celle-ci présente alors un aspect qui se rapproche de celui du comportement en traction des fibres élémentaires de lin de type TIII présentées en figure 2.5. Ainsi, les non-linéarités observables à l'échelle du composite pourraient correspondre à celles mentionnées à l'échelle de la fibre, sous réserve d'une bonne qualité de l'interface fibre/matrice, permettant une transmission correcte des efforts mécaniques aux fibres.

2.2.4 Le FlaxTape

Dans cette étude, les renforts choisis ont été fournis par la société LINEO. Il s'agit d'un voile unidirectionnel de fibres de lin, commercialisé sous le nom de FlaxTape. Ces fibres, illustrées en figure 2.7, sont exclusivement unidirectionnelles (UD). En effet, aucun fil de trame, même en faible pourcentage, n'a été ajouté pour permettre le maintien en position des fibres comme on le trouve usuellement pour certains tissus UD.



FIGURE 2.7 – Rouleau de FlaxTape 200

Ces "coutures" peuvent induire des phénomènes de couplages mécaniques indésirables, mais aussi dégrader l'aspect esthétique final des pièces réalisées. Dans le cas du FlaxTape, le maintien en position des fibres est assuré par une étape lors du procédé de mise en forme des rouleaux visant à pulvériser une petite quantité d'eau à la surface des fibres, puis à appliquer une légère compression à une certaine température. Cette étape entraîne la réactivation des couches externes de pectine qui agissent alors comme un ciment naturel permettant de coller légèrement les fibres les unes aux autres [49]. Il est ainsi possible de découper et de manipuler les fibres sans trop perturber leur orien-

tation. Dans cette étude, le FlaxTape 200, ayant une masse volumique de 200 g.m^{-2} , a été utilisé.

Plusieurs mèches de fibres ont été prélevées dans un rouleau de FlaxTape afin de réaliser des observations de celles-ci au microscope électronique à balayage. Sur les clichés présentés en [figure 2.8](#), on distingue clairement les fibres élémentaires, présentant un diamètre compris entre 15 et $30 \mu\text{m}$. De plus, certains faisceaux de fibres unitaires (aussi appelés fibres techniques) sont visibles avec un diamètre pouvant dépasser $100 \mu\text{m}$. D'autre part, la [figure 2.8.a](#) confirme que les fibres unitaires ne sont pas cylindriques, et présentent une géométrie très variable sur la longueur. Enfin, on peut voir que les fibres techniques sont entourées d'une couche de matière organique correspondant certainement à des résidus de la tige.

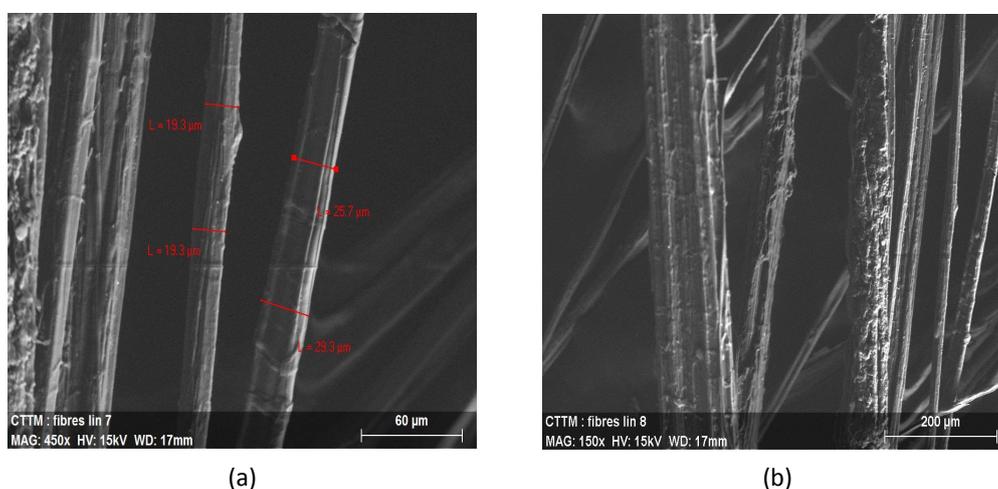


FIGURE 2.8 – Photo MEB des fibres de lin du FlaxTape

2.3 LA RÉSINE ELIUM

La résine Elium est une résine acrylique activée par un peroxyde. Bien qu'elle ne soit pas bio-sourcée, une fois la polymérisation terminée, la résine obtenue peut théoriquement être thermoformée et potentiellement recyclée. Apparue sur le marché en 2014, peu d'études sont actuellement disponibles. Ainsi, afin d'identifier les principales caractéristiques de son comportement, des essais de caractérisation mécanique ont été réalisés.

2.3.1 Comportement mécanique

Pour caractériser le comportement mécanique de la résine, des essais de traction ont été réalisés afin de mesurer les principales constantes décrivant l'élasticité et la rupture du matériau.

2.3.1.1 Essai de traction : dispositif expérimental

Les essais de traction ont été réalisés selon la norme ISO 527-2³ sur des éprouvettes de forme haltère ayant une zone utile de longueur 60 mm, de 10 mm de largeur et de 2 mm d'épaisseur. Pour fabriquer ces éprouvettes, des plaques du polymère ont été obtenues en coulant de la résine catalysée dans des moules rectangulaires hermétiquement clos. Par la suite, elles ont été découpées au moyen d'un dispositif automatisé. Une vitesse de découpe lente a été privilégiée du fait du caractère fragile de la résine. Les éprouvettes ont ensuite été testées en traction à l'aide du dispositif présenté en [figure 2.9](#). Les essais ont été réalisés à une vitesse de $1 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$, sur une machine équipée d'un capteur d'effort de 50 kN. Les déformations longitudinales et transverses ont été mesurées au moyens de deux extensomètres montés sur la zone utile. Pour s'assurer de la répétabilité des mesures, au moins 5 éprouvettes de résine ont été testées.

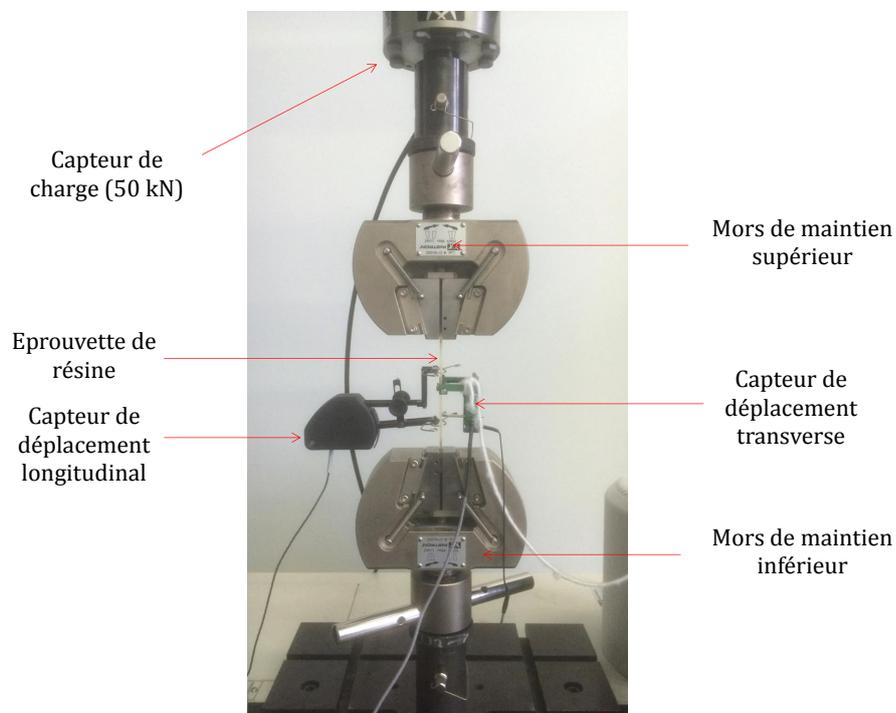


FIGURE 2.9 – Dispositif expérimental de traction avec une éprouvette de résine instrumentée

2.3.1.2 Résultats

Les courbes contrainte/déformation obtenues sont présentées sur la [figure 2.10](#). On remarque que les parties élastiques linéaires de chaque courbe sont bien superposées. En revanche, les propriétés à la rupture présentent une dispersion de l'ordre de 20%.

Pour chaque éprouvette, le module d'Young E a été mesuré comme la pente de la courbe contrainte/déformation sur la partie élastique linéaire. Le coefficient de Poisson ν a été mesuré sur le même intervalle de déformation. Il correspond à la pente de la

3. ISO 527-2 : Essai de traction sur plastiques

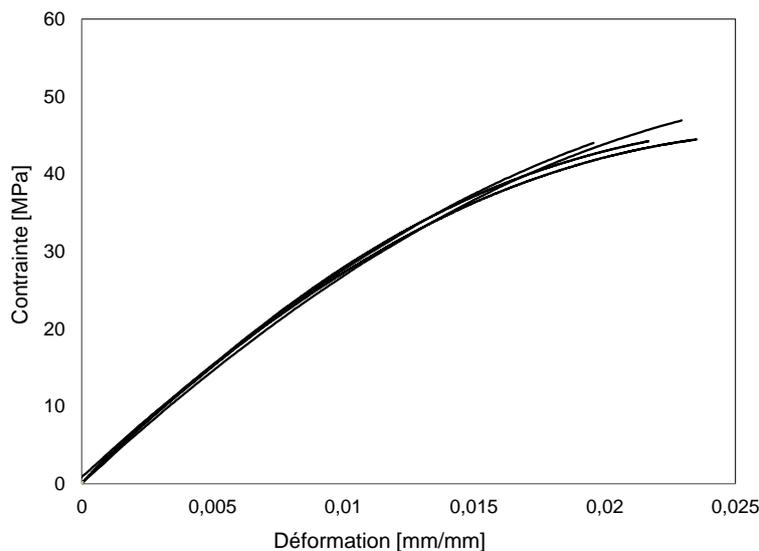


FIGURE 2.10 – Courbes contraintes/déformations des éprouvettes de résine testées en traction

droite présentant la déformation transverse en fonction de la déformation longitudinale. Les contraintes et déformations à la rupture, notées σ_R et ϵ_R ont aussi été relevées. Considérant la résine comme un matériau homogène isotrope, le module de cisaillement G a été déduit des mesures précédentes par :

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (2.1)$$

Les moyennes des différents résultats obtenus sont synthétisées dans le [tableau 2.2](#). La masse volumique ρ a été obtenue par pesée hydrostatique.

Grandeur	ρ	E	ν	G	σ_R	ϵ_R
Unité	($kg.m^{-3}$)	(GPa)	($-$)	(MPa)	MPa	%
Moyenne	1290	3.30	0.40	1.17	44	2.03
Ecart type	30	0.32	0.03	0.13	4	0.38

TABLE 2.2 – Propriétés mécaniques de la matrice déduites des essais de traction

2.3.1.3 Discussion

Les propriétés élastiques obtenues pour la résine Elium sont très proches de celles annoncées par le constructeur. En revanche, les propriétés à la rupture sont inférieures de l'ordre de 30 %. Cette différence peut s'expliquer par le mode d'obtention des éprouvettes ainsi que par une absence de post-cuisson. La résine Elium étant très réactive, avec un retrait important, la réalisation de plaques coulées est difficile et nécessite un milieu hermétiquement clos (pour éviter l'évaporation du monomère très volatil). D'autre part, une partie de la variabilité à la rupture observée peut s'expliquer par la présence de petites bulles et pores présents dans les éprouvettes et par d'éventuelles irrégularités

géométriques dues à la coulée. Malgré cela, les propriétés de la résine restent très intéressantes. La figure 2.11 présente une comparaison des principales propriétés mécaniques obtenues expérimentalement à celles de différentes résines commerciales. Par exemple, une résine époxy partiellement bio-sourcée (GreenPoxy 56) a été testée au laboratoire dans les mêmes conditions. D'autre part, les propriétés obtenues ont été comparées à une résine époxy haute performance (SR 1700) ainsi qu'à une époxy classique de stratification (SR 8500). Les caractéristiques moyennes de ces résines ont été obtenues via le fournisseur (SICOMIN).

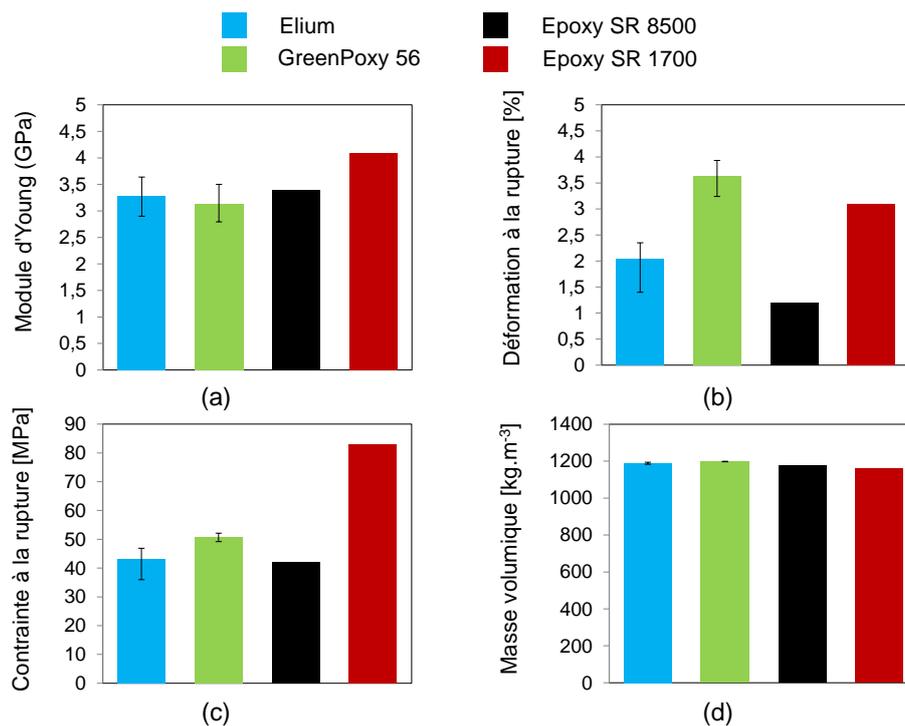


FIGURE 2.11 – Comparaison des principales propriétés mécaniques de la résine Elium et de résines Epoxy commerciales : a) module d'Young, b) déformation à la rupture, c) contrainte à la rupture et d) masse volumique

2.4 L'ÂME EN BALSA

Le terme balsa peut être utilisé pour désigner un arbre (*Ochroma pyramidale*), ainsi que son bois bien connu pour ses très bonnes propriétés spécifiques. L'arbre en question pousse dans les régions équatoriales. Il est principalement cultivé en Amérique centrale ainsi qu'en Amérique du sud. Il peut atteindre jusqu'à 40 mètres de hauteur. Sa culture nécessite des conditions climatiques particulières et une certaine altitude. Les arbres poussent en "touffes" et les cultures peuvent difficilement être parallélisées à des fins d'optimisation de rendement. Par contre, sa croissance est très rapide. Le balsa peut en effet être exploité dès sa sixième année. Ce matériau possède donc une durée de renouvellement relativement rapide.

2.4.1 Structure et propriétés du balsa

Les propriétés mécaniques du bois de balsa s'expliquent par sa microstructure. Il s'agit en effet d'un réseau de cellules quasi hexagonales, ressemblant fortement à une structure en nid d'abeilles ayant des cellules de petites dimensions. Une photographie au microscope électronique à balayage d'une coupe de bois de balsa (perpendiculairement à l'axe du tronc) est présentée sur la [figure 2.12](#). D'après Borega et al. [55], le réseau cellulaire du balsa est constitué de 66 à 76% de cellules de forme hexagonale ayant un diamètre compris entre 20 et 40 μm . Les parois de ces cellules sont composées de microfibrilles de cellulose imprégnées d'une matrice d'hémicellulose. D'autre part, on peut trouver de 22 à 25% de cellules allongées appelées rayons, allant du centre du tronc vers les couches externes, qui ont pour rôle de stocker les sucres et autres nutriments de l'arbre. Enfin, on trouve entre 3 et 9 % de pores de 200 à 350 μm de diamètre correspondant aux vaisseaux de circulation de la sève, des racines vers les parties plus hautes de l'arbre. Les dimensions des cellules peuvent varier d'un arbre à l'autre, en fonction des conditions de croissance de ceux-ci. Elles peuvent aussi varier selon la position sur une section de tronc d'un arbre unique, selon que l'on considère un bois jeune (en périphérie), ou un bois plus vieux (proche du centre), ou encore si une partie de l'arbre est plus ombragée ou plus exposée au Soleil. Ces variations géométriques impliquent des variations de masse volumique et par conséquent, des variations locales des propriétés mécaniques. Pour les matériaux de type bois, on exprime généralement les constantes mécaniques dans un repère cylindrique dont l'origine correspond au centre de l'arbre, comme illustré sur la [figure 2.13](#). On distingue la direction axiale ou longitudinale (L), correspondant à la direction des fibres, des directions radiales (R) et tangentiels (T).

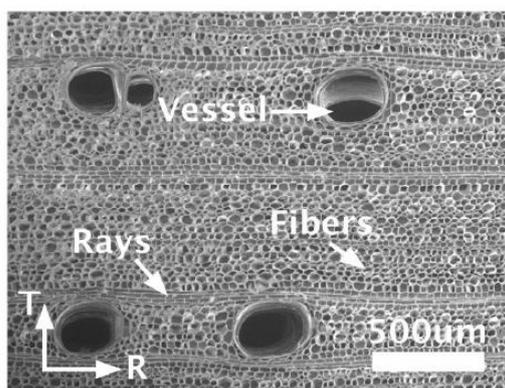


FIGURE 2.12 – Microstructure du Balsa, d'après Borrega et al. [55]

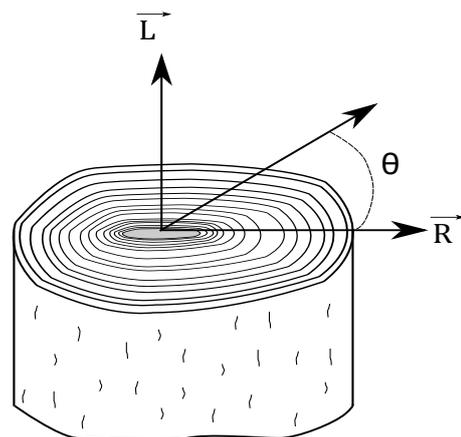


FIGURE 2.13 – Directions principales d'étude des matériaux bois

Mécaniquement, le bois de balsa peut être utilisé dans deux configurations : dans le sens des fibres ou dans la configuration "bois debout". Il est utilisé dans le sens des fibres pour réaliser par exemple des panneaux de bois stratifiés. Les fibres de bois sont

alors sollicitées directement en traction. Cependant, les propriétés mécaniques sont très intéressantes en configuration bois debout, c'est à dire lorsque le balsa est disposé avec les fibres parallèles à l'épaisseur du panneau sandwich. Dans le cadre de cette étude, nous nous intéresserons particulièrement à la configuration bois debout, qui assure les meilleures propriétés en cisaillement et en compression hors plan (la résistance à la traction étant assurée par les peaux composites au sein de la structure sandwich). De nombreux auteurs ont étudié ces deux types de sollicitations mécaniques, qui correspondent aux principaux modes de sollicitation de l'âme d'une structure sandwich. Tous ont mis en évidence l'existence de relations entre les propriétés mécaniques et la masse volumique [34, 56–58], permettant ainsi de faire l'analogie avec des mousses [59] ou des structures cellulaires en général [55]. On peut ainsi remarquer un comportement très anisotrope, entre la direction des fibres (L) et les autres directions (R, T). Le [tableau 2.3](#) présente quelques relations issues de la littérature et exprimant différentes constantes de l'ingénieur du balsa en fonction de sa masse volumique.

Grandeur	Unité	Sollicitation	Expression	Source
E_L	(MPa)	Traction	$1.808\rho^{1.55}$	[56]
E_L	(MPa)	Compression	$35\rho - 1900$	[58]
E_R	(MPa)	Traction	$0.046E_L$	[60]
E_T	(MPa)	Traction	$0.015E_L$	[60]
ν_{RT}	(-)	Traction	0.665	[60]
ν_{RL}	(-)	Traction	0.018	[60]
ν_{TL}	(-)	Traction	0.009	[60]
G_{LR}	(MPa)	Cisaillement	$1.374\rho - 56.8$	[58]
G_{LT}	(MPa)	Cisaillement	$0.606\rho - 1.82$	[58]
G_{RT}	(MPa)	Cisaillement	$0.005E_L$	[60]

TABLE 2.3 – Propriétés mécaniques du balsa en fonction de sa densité

Ces auteurs se sont aussi intéressés aux mécanismes d'endommagement, permettant d'expliquer la déformation importante du matériau en compression. Ce phénomène s'explique en partie par le flambement des parois cellulaires, illustré en [figure 2.14.a](#), ainsi que par la formation de bandes de compression, illustrées en [figure 2.14.b](#). Ces deux mécanismes permettent ainsi d'absorber l'énergie fournie au matériau. Au-delà d'une certaine déformation, la structure cellulaire étant totalement comprimée, la compression s'exerce uniquement sur le matériau constitutif des parois cellulaires, d'où une augmentation importante de la rigidité pendant cette phase dite de densification.

2.4.2 Les structures sandwiches à âme balsa

Du fait de ses très bonnes propriétés spécifiques, le balsa a déjà été utilisé comme âme de structures sandwiches, notamment pour des applications marines [61], prin-

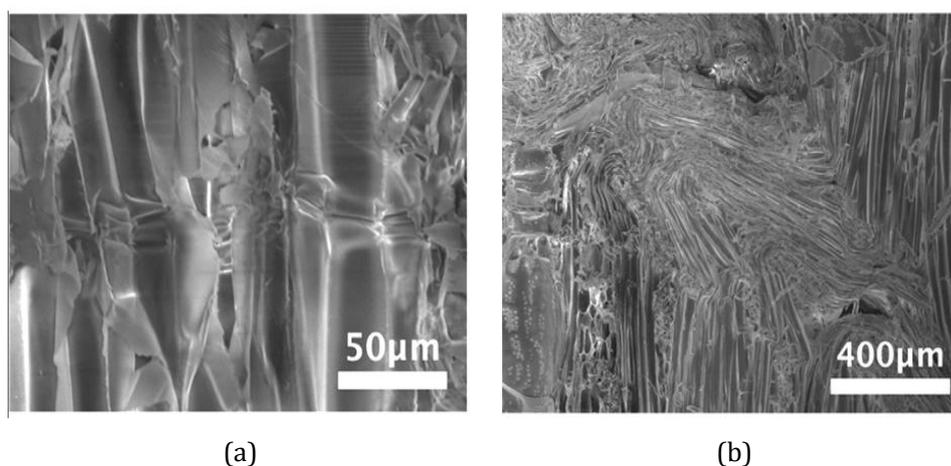


FIGURE 2.14 – Quelques mécanismes d'endommagement du balsa en compression, d'après Borrega et al. [55]. a) Flambement des cellules et b) formation de bandes de compression.

cipalement avec des peaux en fibres de verre. Son utilisation a souvent été comparée à celle de mousses PVC [62]. Certains auteurs ont proposé des architectures particulières de l'âme en balsa visant à optimiser ses propriétés mécaniques, notamment en cisaillement [33, 63, 64]. Le balsa a aussi été utilisé pour la réalisation de sandwichs totalement bio-sourcés. Le Duigou et al. [38] ont par exemple étudié la mise en oeuvre en "one shot" par thermocompression d'une structure avec des peaux en PLA renforcées d'un mat de fibres de lin. Ils réalisent alors une étude mécanique dans laquelle les propriétés en flexion des sandwichs ont été étudiées, ainsi que la qualité de l'interface entre les peaux et l'âme. Une étude par tomographie aux rayons X a notamment montré une bonne qualité de l'interface du fait d'une certaine quantité de résine pouvant descendre, une fois liquéfiée, dans les pores du balsa, multipliant ainsi le nombre de points d'ancrage mécanique. Par la suite, les auteurs proposent une analyse détaillée du cycle de vie du produit [37]. Ils démontrent entre autre que la réalisation d'une telle structure 100% bio-sourcée a un impact environnemental moindre en comparaison avec une structure conventionnelle avec des peaux en Verre/Epoxy. De plus, outre ses caractéristiques mécaniques, le balsa s'avère être intéressant car il apporte d'autres fonctionnalités à la structure sandwich. Kandare et al. [32] ont par exemple montré qu'une structure Lin/Epoxy/Balsa présentait de bonnes propriétés de retard au feu, du fait de la capacité du balsa à se consumer lentement. De même, ce matériau peut permettre l'optimisation des propriétés d'amortissement vibratoire de la structure [65], ou encore sa capacité à résister au chocs et à dissiper l'énergie d'impact [66].

2.4.3 Matériaux de l'étude

Dans le cadre de cette étude, des panneaux de balsa en configuration bois debout fournis par la société SICOMIN ont été utilisés. Les dimensions de ces panneaux rectan-

gulaires (1200 mm x 600 mm) sont nettement supérieures au diamètre d'un tronc d'arbre de balsa. En effet, dans le but de réaliser des plaques de dimensions importantes, plusieurs blocs de balsa provenant d'arbres différents sont assemblés. Cet assemblage est visible sur la [figure 2.15 a](#)). D'autre part, les panneaux peuvent par la suite être découpés à intervalles réguliers dans le sens de la longueur et de la largeur, formant ainsi une multitude de blocs élémentaires maintenus par une un léger filet de positionnement. C'est cette configuration, présentée en [figure 2.15 b](#)), qui a été utilisée dans cette étude. Elle permet, entre autres, la réalisation facile de courbures indispensables à certains types de pièces industrielles. A noter que les blocs élémentaires de forme rectangulaire (de dimensions 25 mm x 50 mm) peuvent être composés de bois provenant de plusieurs arbres, le motif de découpe ne correspondant pas au motif d'assemblage des différentes pièces de balsa.



FIGURE 2.15 – *Panneaux de balsa utilisés : a) Panneaux rigides et b) Panneaux recoupés.*

Compte tenu des remarques faites précédemment, une étude des variations locales de la masse volumique dans les plaques a été réalisée. Cinquante blocs élémentaires ont été prélevés dans plusieurs panneaux d'épaisseur 15,9 mm et de densité théorique 150 kg.m^{-3} . Leur volume a été mesuré à l'aide d'un pied à coulisse (précision 0,02 mm) et leur masse a été mesurée avec une balance électronique (précision 1.10^{-4} g). L'histogramme de répartition des masses volumiques obtenu a été représenté sur la [figure 2.16.a](#). On constate une fréquence maximale pour une valeur proche de 150 kg.m^{-3} , ce qui correspond à la masse volumique indicative de la plaque d'après le constructeur. Néanmoins, la dispersion est assez importante. De plus, la forme de l'histogramme permet de supposer que la répartition statistique des masses volumiques suit une loi normale. Cette hypothèse a été confirmée par le tracé de la droite de Henry de cette répartition, représentée en [figure 2.16.b](#). Si elle n'a pas la rigueur d'un test de normalité, cette méthode permet néanmoins de vérifier le caractère Gaussien de la distribution et d'en déduire ses paramètres. En effet, si les valeurs centrées et réduites de la série statistique étudiée ont une distribution normale, leurs fréquences cumulées peut être comparées à la fonction de répartition de la loi normale centrée réduite. En considérant

t la valeur centrée et réduite des observations, on remarque qu'on peut l'écrire sous la forme d'une expression de fonction affine :

$$t = \frac{x - m}{\sigma} = \frac{1}{\sigma}x - \frac{m}{\sigma} \quad (2.2)$$

où m et σ sont respectivement la moyenne et l'écart type de la série. Il s'agit donc de comparer cette droite à la fonction de répartition de la loi normale elle-même transformée en droite. Ainsi on peut calculer la fréquence cumulée pour chaque intervalle de masse volumique ρ (ρ correspondant à une valeur borne de l'intervalle), et son "Normit", correspondant à la valeur retournée par la loi normale inverse de cette fréquence cumulée. On remarque alors une bonne interpolation linéaire du nuage de points obtenu. En conclusion, on considérera par la suite que la répartition des masses volumiques des blocs élémentaires de balsa suit une loi normale de moyenne $m=150 \text{ kg.m}^{-3}$ et d'écart type $\sigma = 27$.

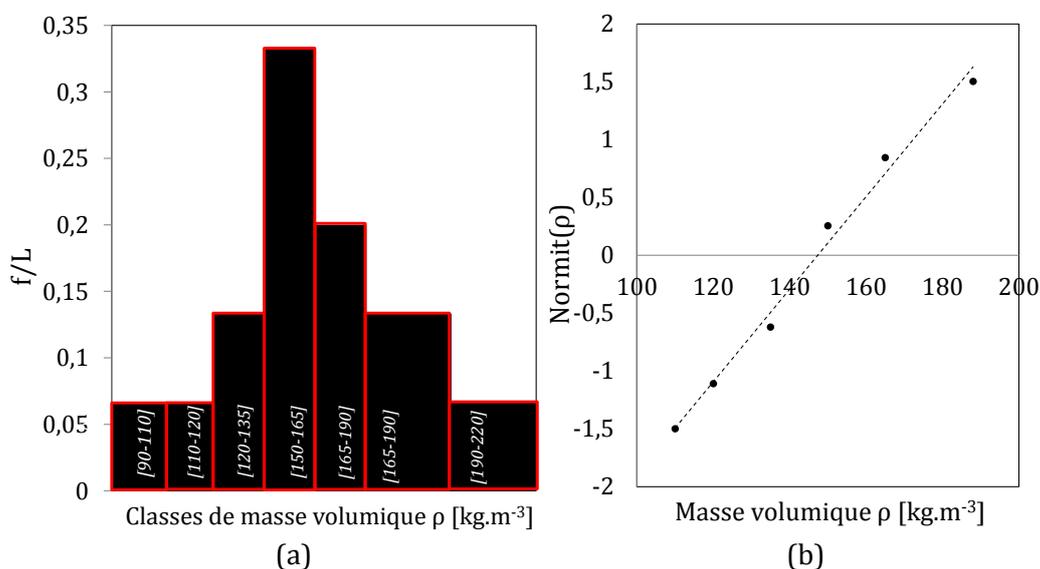


FIGURE 2.16 – Répartition statistique de la masse volumique des blocs élémentaires de balsa : a) Histogramme et b) droite de Henry

2.4.4 Comportement en compression

La compression étant un mode de sollicitation possible de l'âme du sandwich, une série d'essais de compression a été réalisée afin de vérifier ses caractéristiques mécaniques, et notamment sa rigidité et sa résistance.

2.4.4.1 Dispositif expérimental

Une série de blocs élémentaires (de dimensions 25 mm x 50 mm x 15.9 mm) ont été prélevés dans une plaque de densité nominale 150 kg.m^{-3} . Les essais ont été réalisés

selon la norme ASTM C 365⁴, sur une machine équipée d'un capteur de force de 150 kN. Le déplacement axial en compression a été mesuré à l'aide d'un capteur de déplacement (LVDT). Certains échantillons ont été équipés de jauges de déformation axiale de 5 mm x 2 mm. Toutefois, de telles jauges retournent une valeur très locale de la déformation peu représentative au regard des hétérogénéités de la matière. Au cours de l'essai, l'effort de compression est appliqué au moyen de deux plateaux en acier. Le dispositif expérimental utilisé est représenté sur la [figure 2.17](#).

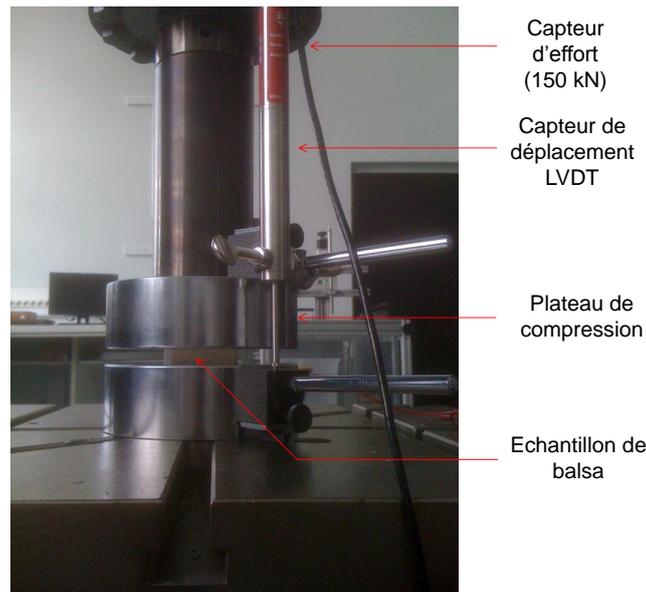


FIGURE 2.17 – Dispositif expérimental de compression

2.4.4.2 Résultats

Les échantillons testés présentent un comportement en compression très analogue à celui des mousses. Une courbe contrainte/déformation typique est donnée sur la [figure 2.18](#). On distingue alors 3 zones de comportement. La première correspond au domaine élastique linéaire, permettant la mesure des caractéristiques élastiques, notamment du module de compression. La contrainte évolue alors linéairement avec la déformation appliquée, jusqu'à une valeur seuil correspondant à la contrainte à la rupture. Par la suite, après une courte phase de diminution de la charge, la contrainte appliquée reste constante pendant un intervalle de déformation important. On peut définir la contrainte moyenne de cette seconde zone comme une contrainte dite "plateau". Par la suite, on peut définir une troisième zone en fin d'essai. Le matériau est alors complètement écrasé et la contrainte augmente alors rapidement. On parle alors de phase de densification. L'influence de la masse volumique des blocs élémentaires est bien visible sur la [figure 2.19](#) qui présente les courbes charge/déplacement de 4 échantillons de den-

4. ASTM C 365 : Standard Test Methods for Flatwise Compressive Strength of Sandwich Cores

sité différente. On remarque en effet que la contrainte à la rupture, le seuil plateau et la rigidité augmentent manifestement avec la masse volumique. Ces variations sont présentées en [figure 2.20](#) et [figure 2.21](#), qui montrent respectivement l'évolution du module de compression et de la résistance en fonction de la densité relative (c'est à dire rapportée à une densité de référence correspondant à celle du matériau constituant les parois cellulaires évaluée à 1500 kg.m^{-3} [58]). On remarque qu'il est aisé d'établir des relations entre ces deux propriétés mécaniques et la densité, de même type que celles données dans le [tableau 2.3](#). Ainsi, les données acquises expérimentalement sont comparées à celles obtenues par Da Silva et al. [58]. Les tendances obtenues sont très proches, bien que les blocs élémentaires testés dans notre étude ne soient pas forcément composés d'un unique et même bois.

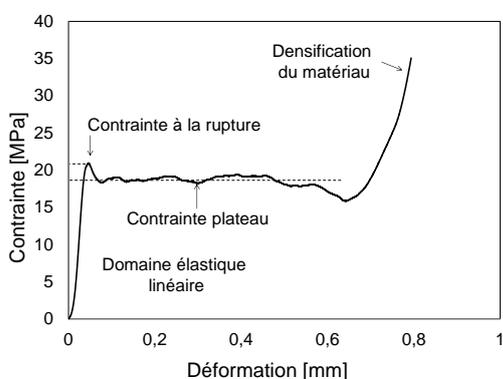


FIGURE 2.18 – Courbe typique de comportement en compression

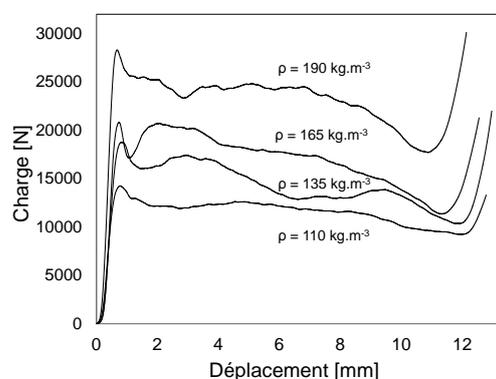


FIGURE 2.19 – Influence de la masse volumique sur le comportement en compression

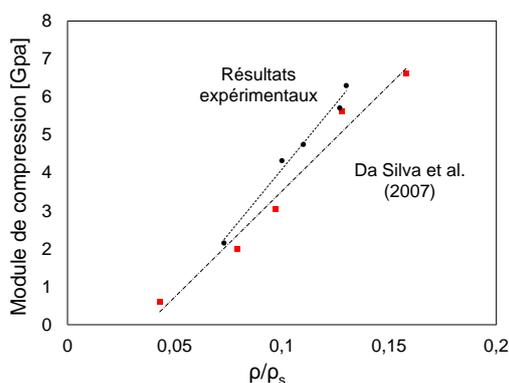


FIGURE 2.20 – Module de compression du Balsa en fonction de masse volumique

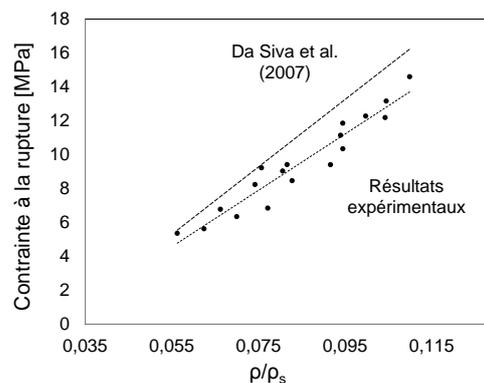


FIGURE 2.21 – Contrainte à la rupture du balsa en fonction de sa masse volumique

Les mécanismes d'endommagement décrits au [paragraphe 2.4.1](#) permettent d'expliquer l'allure de ces courbes de comportement. Au delà de la contrainte à la rupture, le réseau cellulaire "s'effondre" sous l'effet de la charge. Du fait du flambement des parois cellulaires et de l'apparition de bandes de compression, le matériau se déforme sans augmentation de la contrainte, jusqu'à la disparition du vide intracellulaire. A ce mo-

ment, seul le matériau constitutif des parois est comprimé. Tout comme les mousses ou les structures en nid d'abeilles, le balsa possède donc une grande capacité de déformation (de l'ordre de 80 %) en compression - un avantage pour absorber et dissiper de l'énergie mécanique.

2.4.5 Comportement en cisaillement

L'âme d'une structure sandwich peut aussi être soumise à des efforts de cisaillement. C'est le cas par exemple pour des poutres à faible élancement sollicitées en flexion. Ainsi, les caractéristiques mécaniques en cisaillement du balsa ont été mesurées au cours d'essais expérimentaux.

2.4.5.1 Dispositif expérimental

Le dispositif expérimental utilisé est présenté en [figure 2.22](#). Les essais ont été réalisés selon la norme ASTM C 273⁵. Une machine équipée d'un capteur d'effort de 100 kN a été utilisée. Des éprouvettes de dimensions (250 mm x 50 mm x 15.9 mm) ont été prélevées dans une plaque de balsa de 150 kg.m^{-3} de masse volumique, n'ayant pas subi de découpe (panneaux rigides). Les échantillons ont été collés entre deux plaques d'acier au moyen d'une couche d'adhésif dont l'épaisseur a été maintenue inférieure à 0.5 mm. Le cisaillement du balsa a été réalisé en appliquant un effort de traction sur les deux plaques d'acier, en deux points décalés permettant de faire coïncider l'axe de traction avec le plan médian de l'échantillon. Le déplacement relatif des deux plaques d'acier a été mesuré à l'aide d'un capteur de déplacement (LVDT).

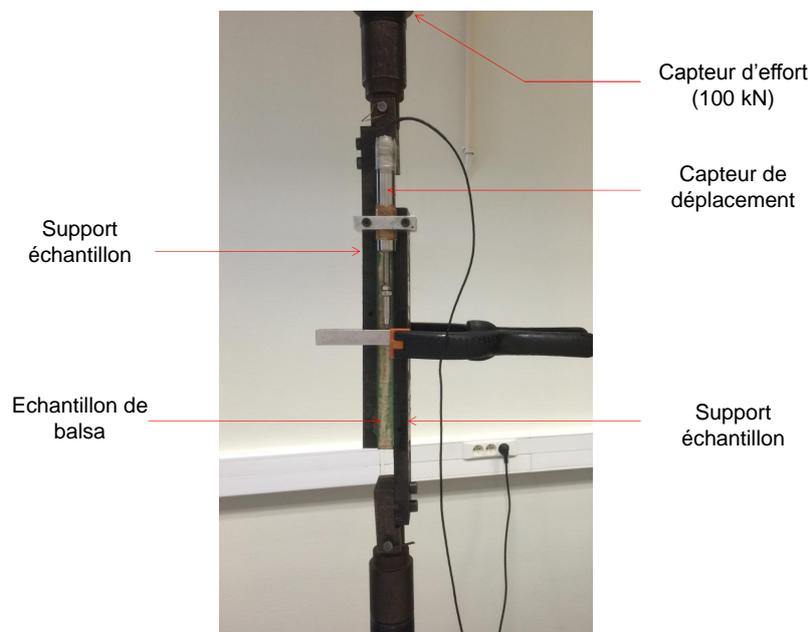


FIGURE 2.22 – Dispositif expérimental de caractérisation du balsa en cisaillement

5. ASTM C273 : Shear Properties in Flatwise Plane of Flat Sandwich Constructions or Sandwich Cores

2.4.5.2 Résultats

La [figure 2.23](#) présente une courbe charge/déplacement typique obtenue au cours d'un essai de cisaillement. On peut identifier trois phases de comportement. La première correspond au domaine élastique linéaire permettant la détermination des caractéristiques élastiques en cisaillement. Par la suite, on distingue une seconde phase non linéaire pendant laquelle le déplacement continue d'augmenter avec la charge jusqu'à une valeur maximale. Enfin, la troisième phase présente une diminution non linéaire de la charge avec l'augmentation du déplacement, généralement jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette. La [figure 2.24](#) présente les courbes force/déplacement obtenues pour au moins cinq échantillons. Cette figure montre la répétabilité des essais. On constate une variabilité assez faible des caractéristiques élastiques. En effet, compte tenu des dimensions des éprouvettes, ces propriétés sont plus homogénéisées que dans le cas des essais de compression réalisés sur des blocs élémentaires. En revanche, les propriétés à la rupture sont plus dispersées. On note en effet un écart relatif d'environ 10% pour la charge maximale et d'environ 30% pour la déformation correspondante. Ce constat s'explique par les variations locales de la masse volumique décrites précédemment. En effet, quelles que soient les dimensions de l'éprouvette, la rupture reste un phénomène très localisé.

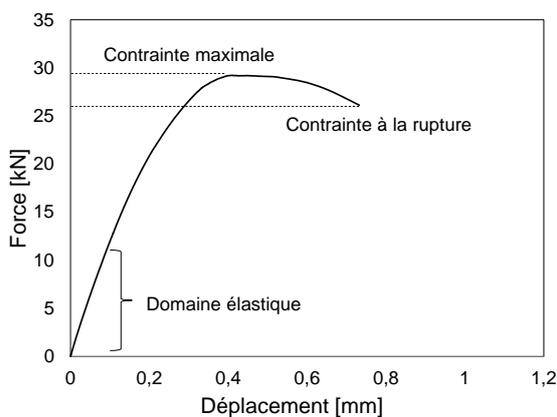


FIGURE 2.23 – Courbe de comportement typique en cisaillement

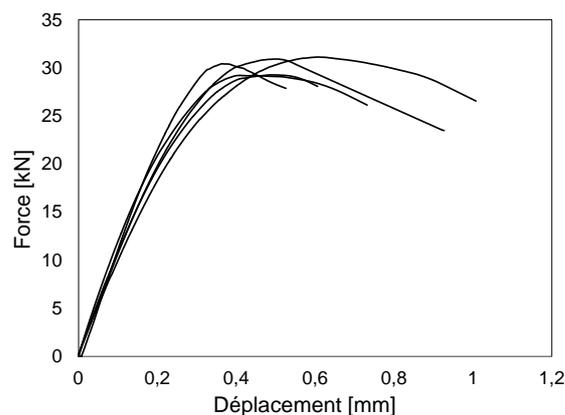


FIGURE 2.24 – Répétabilité de l'essai de cisaillement

Par la suite, les modes de rupture des différentes éprouvettes ont été analysés. Tous les échantillons présentant une rupture au niveau de la colle à l'interface entre les plateaux métalliques et l'échantillon en balsa n'ont pas été considérés. C'est le cas de l'éprouvette présentée en [figure 2.25.a](#). Pour les éprouvettes présentant un mode de rupture acceptable, comme sur la [figure 2.25.b](#), on observe principalement un désalignement progressif des fibres qui s'accroît très rapidement au voisinage de la rupture.

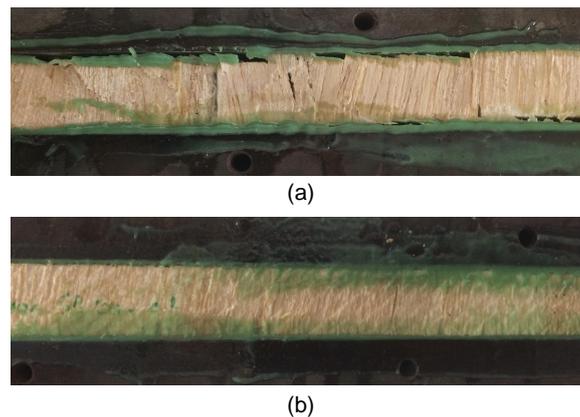


FIGURE 2.25 – Rupture en cisaillement du balsa : a) Rupture par cisaillement multiple conduisant à une décohésion de l'échantillon avec le support et b) rupture globale par cisaillement de l'échantillon

2.4.6 Bilan et discussion

Les études réalisées sur l'âme en balsa ont permis de mettre en évidence une dispersion importante de la masse volumique des blocs de bois que l'on peut trouver au sein d'une même plaque. Cette dispersion peut être décrite par une loi normale. Si les essais de cisaillement ont montré que l'utilisation d'éprouvettes de grandes dimensions (par rapport aux essais de compression) permet de réduire la dispersion des propriétés élastiques homogénéisées, la rupture reste un phénomène local qui dépend fortement des propriétés du bloc dans lequel elle se produit. Cet aspect sera à prendre en compte par la suite pour l'étude de la rupture des structures sandwichs, particulièrement lorsque l'âme est fortement sollicitée. Néanmoins, les propriétés spécifiques du balsa restent particulièrement élevées. La [figure 2.26](#) compare les caractéristiques mécaniques spécifiques du balsa à celles de trois matériaux d'âme couramment utilisés : une mousse PVC réticulée (Airex C70), une mousse PET (Airex T90) et un nid d'abeilles Kevlar (Airex A1-144), dont les propriétés ont été fournies par les fournisseurs (SICOMIN pour les mousses et HEXCEL pour le nid d'abeilles). On peut alors remarquer des caractéristiques spécifiques élevées pour le balsa.

2.5 CHOIX D'UN PROCÉDÉ DE MISE EN OEUVRE

Compte tenu des matériaux sélectionnés, un procédé de mise en oeuvre a été retenu parmi ceux proposés dans le [paragraphe 1.2.5](#) et le [paragraphe 1.3.3](#), afin de pouvoir assurer la fabrication des composites lin/Elium et des sandwichs au laboratoire. Étant donnée la très grande fluidité de la résine Elium, le procédé d'infusion de résine liquide a été choisi. En effet, les procédés d'injection ou d'infusion de composites thermoplastiques intéressent de plus en plus les industriels, désireux d'améliorer la fin de vie des structures composites, en permettant par exemple leur recyclage. L'infusion de résine liquide consiste à disposer les plis de renfort secs selon la séquence d'empilement ou la disposition souhaitée et de placer cet ensemble sous vide. La dépression est alors utilisée

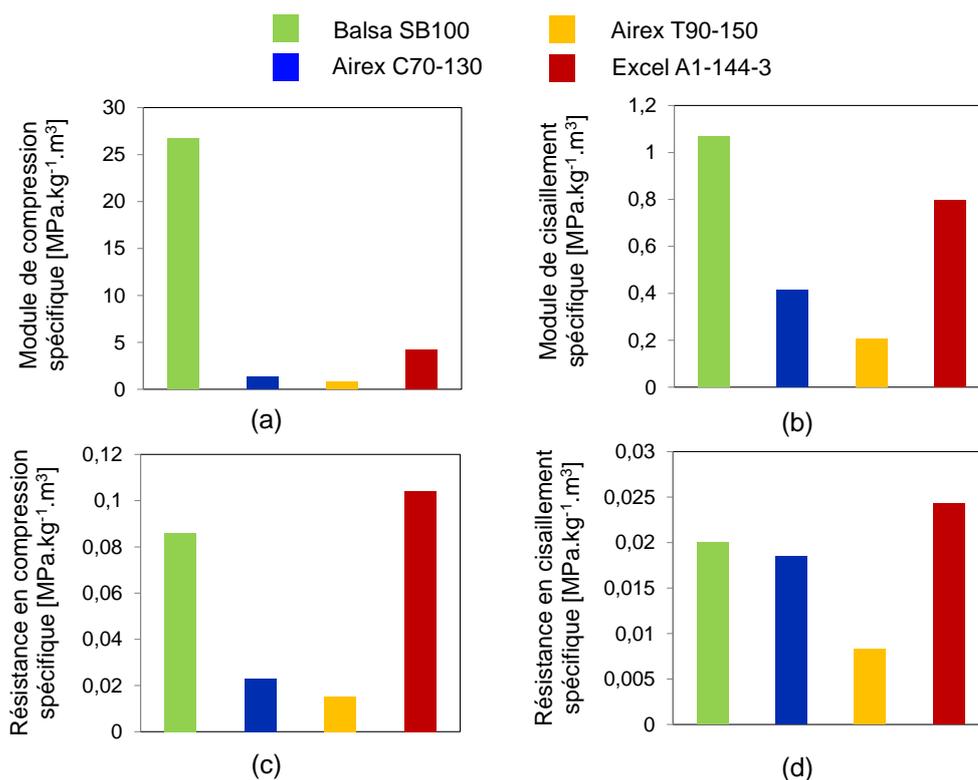


FIGURE 2.26 – Comparaison des principales propriétés spécifiques du balsa et de différents matériaux d'âme couramment utilisés : a) Module de compression, b) module de cisaillement, c) contrainte à la rupture en compression et d) contrainte à la rupture en cisaillement

pour faire avancer la résine à travers la préforme, réalisant ainsi le mouillage des tissus. Par la suite, la dépression permet le compactage du composite jusqu'à polymérisation pour atteindre un taux de fibre plus élevé que dans le cas d'une polymérisation sans pression. Cette section décrit le procédé utilisé ainsi que les résultats obtenus.

2.5.1 Mise en oeuvre des composites

Dans un premier temps, le procédé LRI⁶ a été adapté pour la réalisation de composites stratifiés de fibres de lin. Tout d'abord, les différents plis de fibres sont découpés manuellement. Ces tissus secs sont ensuite séchés en étuve ventilée pendant une heure environ à une température de 110°C [67]. Ce cycle permet d'obtenir un bon séchage sans trop dégrader les propriétés mécaniques des fibres. En effet, des essais préliminaires sans séchage ont conduit à des composites présentant des zones de très mauvaise adhésion entre les fibres et la matrice, visibles sous forme de taches blanches pouvant apparaître quelques heures, voire quelque jours après le démoulage des pièces. Par la suite, les fibres sèches sont disposées selon la séquence d'empilement souhaitée sur un moule préalablement ciré. Par dessus les fibres, on dispose une série de tissus comme illustré sur la figure 2.27. Tout d'abord, un tissu d'arrachage est mis en place pour faciliter la séparation du composite avec les couches supérieures. Ensuite un milieu drainant,

6. LRI : Liquid Resin Infusion

éventuellement accompagné d'un film micro-perforé, est utilisé pour accroître la perméabilité du milieu entre les fibres et la bâche à vide, permettant ainsi la circulation de la résine. L'ensemble est ensuite recouvert d'une bâche imperméable. La fixation de la bâche sur le moule ainsi que l'étanchéité est réalisée à l'aide d'un mastic spécifique. Pour réaliser une infusion frontale, une gaine d'entrée et une gaine de sortie sont positionnées sous la bâche, au dessus des couches supérieures de la préforme. Ces gaines sont reliées à des tuyaux d'entrée et de sortie, qui passent à travers la bâche de manière étanche (au moyen de connecteurs). Le tuyau d'entrée est plongé dans un bac de résine catalysée. Le tuyau de sortie est relié à une pompe à vide, en passant par un bac tampon servant à piéger un surplus éventuel de résine.

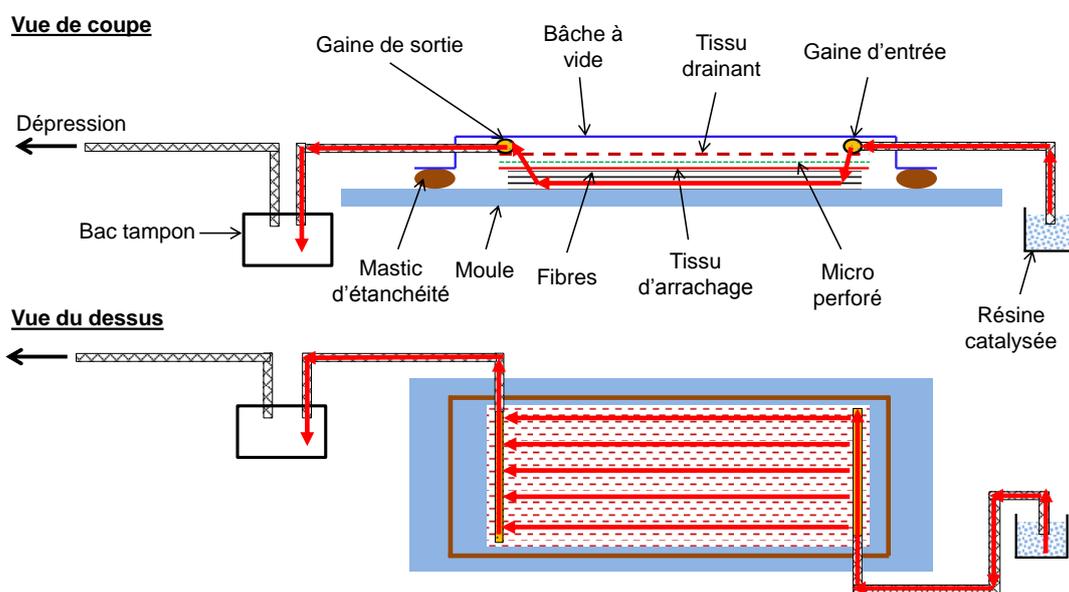


FIGURE 2.27 – Détails du procédé d'infusion de résine liquide pour la mise en oeuvre des composites stratifiés

Avant l'ouverture de l'arrivée de résine, la dépression est fixée à son maximum pendant au moins une heure, pour permettre d'une part le dégazage de la préforme, et d'autre part la vérification de l'étanchéité à l'aide d'un détecteur de fuite par ultrasons. A l'issue de cette étape, la dépression est réduite à 0.6 bar. Il est possible d'augmenter cette dépression d'infusion jusqu'à 0.7 voire 0.8 bars. Au delà, la résine risque de dégazer. Par la suite, la résine catalysée est préparée, et l'entrée de résine est ouverte. Sous l'effet de la dépression, la résine entre dans la préforme par le tuyau d'entrée et remplit la gaine d'entrée qui la répartit ensuite dans la largeur du milieu drainant. La résine avance alors à travers la préforme, comme on peut le voir sur la [figure 2.28](#). Une fois le front de résine arrivé au niveau de la gaine de sortie, l'arrivée de résine est coupée et la dépression est maintenue. La température à la surface de la bâche est surveillée pour détecter le pic exothermique (situé à environ 50°C pour des plaques de 2 mm d'épaisseur), qui survient généralement à environ 45 minutes après le mélange de la résine.

Une fois la pièce refroidie, le tuyau d'entrée est fermé et la pompe est coupée, laissant ainsi l'ensemble clos pendant environ 24h. Le démoulage peut alors avoir lieu.

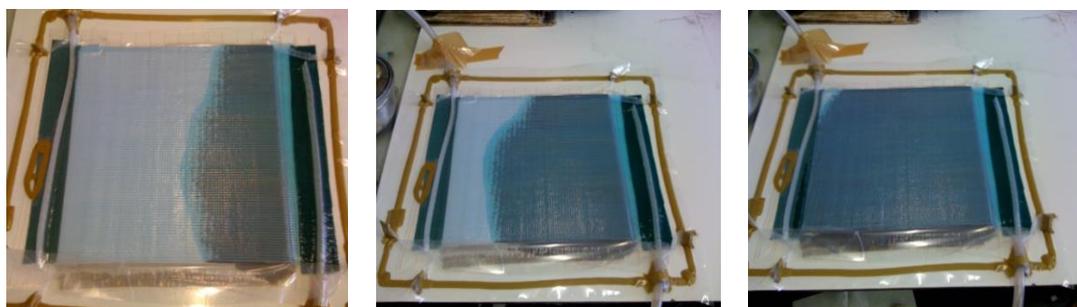


FIGURE 2.28 – Différentes étapes d'une infusion de plaque composite

2.5.2 Mise en oeuvre des sandwichs

Comme expliqué au chapitre précédent, il est possible de réaliser les peaux composites dans un premier temps, puis de les assembler à l'âme en balsa dans un second temps. Deux étapes de fabrication sont alors nécessaires. De plus, la qualité de l'interface peau/âme dépend de la technique utilisée pour l'assemblage. Pour réduire le temps de fabrication, le procédé LRI décrit précédemment a été utilisé pour la fabrication des sandwichs en "one shot". Le principe est le même, c'est à dire que les constituants secs (fibres formant les peaux et âme en balsa) sont superposés puis placés sous vide. La dépression est utilisée pour faire avancer la résine et mouiller les constituants. La polymérisation de la résine permet ensuite la formation des peaux composites ainsi que leur adhésion avec l'âme en balsa. Toutefois, du fait de la présence de l'âme et de son épaisseur, le mouillage de toutes les couches n'est pas toujours possible. En effet, si le tissu drainant est positionné sur le dessus de la préforme, la résine (même très fluide) ne peut pas facilement traverser l'âme en balsa lorsque celle-ci est sous forme de panneau rigide, comme présenté sur la [figure 2.15.a](#). L'utilisation d'une configuration en blocs élémentaires séparés ([figure 2.15.b](#)) facilite la descente de la résine à travers les interstices entre les blocs. Ainsi, pour des âmes relativement fines, le procédé décrit au [paragraphe 2.5.1](#) peut être utilisé tel quel. En revanche, dans le cas d'épaisseur plus importante et si le mouillage des parties inférieures est difficile, le processus peut être adapté en ajoutant un milieu drainant au niveau de la peau inférieure, comme illustré sur la [figure 2.29](#). Cette modification permet alors d'infuser en une seule étape toutes les structures sandwichs.

En revanche, l'incorporation de tissus drainant entre la peau inférieure du composite et le moule peut être problématique, puisqu'il n'est plus possible d'utiliser un gel coat. D'autre part, l'aspect final de la peau inférieure (en contact avec le moule) n'est

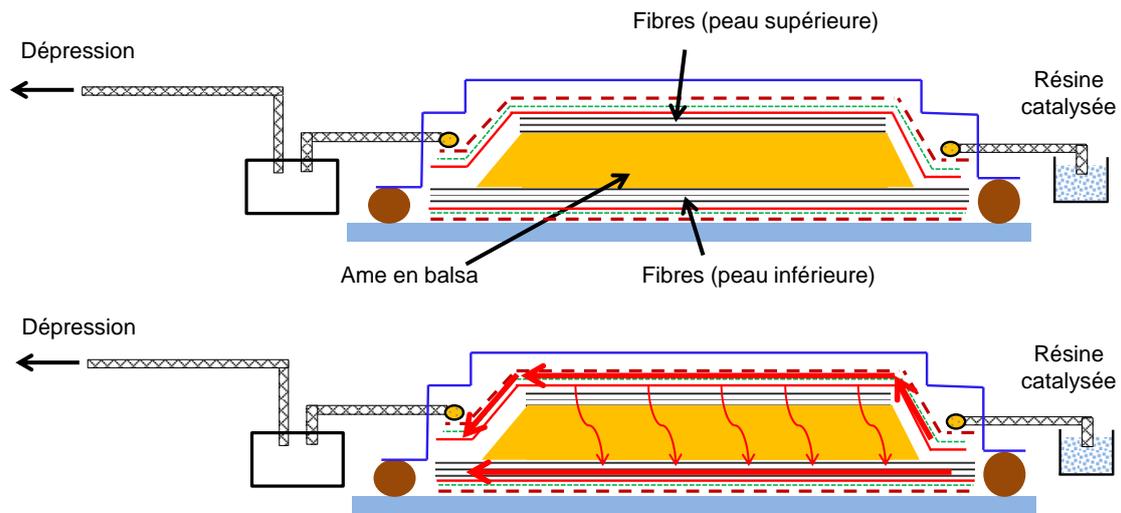


FIGURE 2.29 – Détails du procédé d'infusion de résine liquide pour la mise en oeuvre des structures sandwichs en "one shot"

plus aussi esthétique. La [figure 2.30.b](#) montre un exemple de sandwich infusé sans tissus drainant inférieur. Il présente un aspect esthétique particulièrement appréciable, en partie du fait de l'utilisation de renforts purement unidirectionnels. Pour faciliter l'infusion sans avoir recours à un drainant inférieur, il est possible de créer des perforations transverses de l'âme, ou encore de rainurer sa surface. Ces modifications ne sont pas sans conséquences sur le comportement mécanique du balsa, mais permettent de réaliser des pièces d'aspect. Dans le cadre de notre étude, les sandwichs seront infusés avec un drainant inférieur.



FIGURE 2.30 – Exemple de pièces réalisées. a) composite stratifié et b) plaque sandwich.

CONCLUSION

En conclusion, ce chapitre a présenté la méthodologie de sélection et le choix des constituants de la structure sandwich. Un compromis, trouvé entre contenu bio-sourcé et gestion de la fin de vie, a permis de s'orienter vers la réalisation d'une structure à âme balsa et à peaux en composite à matrice thermoplastique renforcée de fibres de lin. Si la matrice n'est pas bio-sourcée, il s'agit néanmoins d'une des premières résines thermoplastiques adaptées aux procédés RTM, ce qui ouvre de nouvelles perspectives pour la réalisation de pièces thermoplastiques de grandes dimensions. Le procédé d'infusion de résine liquide a ainsi pu être utilisé pour la mise en oeuvre de structures composites et sandwiches. Par ailleurs, une étude de la littérature a permis de mettre en évidence les bonnes propriétés des fibres de lin. Celles-ci présentent notamment un comportement non linéaire en traction, dû à la microstructure des fibres végétales. Il est possible de retrouver ce comportement à l'échelle des composites renforcés de fibres de lin. Par conséquent, le choix de ces fibres s'avère être intéressant pour la réalisation d'un matériau sandwich. Par la suite, l'étude de l'âme en balsa a montré une structure macroscopique faite de blocs assemblés issus d'arbres différents, présentant par conséquent des propriétés variables. Une analyse de la littérature ainsi que des essais de caractérisation préliminaires en compression et en cisaillement ont permis de mettre en évidence des relations liant les propriétés mécaniques du balsa à sa masse volumique. Si l'augmentation de la taille des éprouvettes réduit la variabilité des propriétés mécaniques observées, la rupture reste relativement dispersée à notre échelle d'observation.

CARACTÉRISATION MÉCANIQUE DES PEAUX EN COMPOSITE

3

SOMMAIRE

3.1	CARACTÉRISTIQUES GÉNÉRALES	55
3.1.1	Etude de la microstructure	55
3.1.2	Taux de renfort et taux de porosité	56
3.2	COMPORTEMENT MÉCANIQUE EN TRACTION	58
3.2.1	Protocole expérimental	58
3.2.2	Résultats	59
3.2.2.1	Comportement mécanique des composites unidirectionnels	59
3.2.2.2	Caractérisation du pli UD	62
3.2.2.3	Comportement des composites stratifiés	64
3.2.2.4	Discussion	65
3.3	ÉTUDE DES MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENT	66
3.3.1	Analyse macroscopique de la rupture	66
3.3.2	Analyses microscopiques des mécanismes d'endommagement	67
3.3.2.1	Apparition et évolution de l'endommagement	67
3.3.2.2	Observations des faciès de rupture	68
3.4	ANALYSE DE L'ENDOMMAGEMENT PAR ÉMISSION ACOUSTIQUE	68
3.4.1	Technique de l'émission acoustique	68
3.4.2	Protocole expérimental	71
3.4.2.1	Suivi des essais de traction par émission acoustique	71
3.4.2.2	Méthodologie de classification et d'analyse	72
3.4.3	Résultats de la classification	74
3.4.3.1	Analyse des composites UD-90 et UD-45	75
3.4.3.2	Analyse des composites UD-0 et CR-(0/90)	77
3.4.3.3	Analyse des composites CR-(+45/-45)	79
3.4.4	Synthèse et discussion	79
3.4.4.1	Caractéristiques des classes obtenues	79
3.4.4.2	Proposition d'attribution des classe d'EA aux mécanismes d'endommagement	82
3.4.4.3	Comportement non linéaire et mécanismes d'endommagement	83
	CONCLUSION	83

Ce chapitre présente différentes études visant à caractériser les propriétés et le comportement du composite Lin/Elium en vue de son utilisation en tant que peaux d'une structure sandwich. Des composites ont été fabriqués par infusion de résine liquide selon le processus décrit au chapitre précédent, afin de réaliser des éprouvettes avec différentes séquences d'empilement. En premier lieu, les propriétés générales du composite sont étudiées, notamment son taux de fibres et de porosité, ainsi que sa microstructure. Par la suite, des essais de traction quasi-statiques et cyclés sont effectués sur des éprouvettes unidirectionnelles sollicitées dans le sens des fibres, mettant ainsi en évidence un comportement non linéaire atypique et différent de celui des composites renforcés de fibres de verre. De plus, des essais ont été réalisés sur le composite UD avec des orientations à 90° et 45° , ainsi que pour des stratifiés croisés avec des séquences d'empilement à $[0/90]_s$ et $[+45/-45]_s$. Ces données ont permis d'une part de déterminer les constantes de l'ingénieur permettant de déduire le comportement du pli UD en contraintes planes et d'autre part de privilégier certains mécanismes d'endommagement dans des configurations particulières. Les essais ont été suivis par émission acoustique, dans le but d'identifier ces mécanismes d'endommagement et de suivre leur évolution pendant l'essai. Ainsi, plusieurs groupes d'évènements acoustiques semblables ont été obtenus dans les différentes configurations analysées. Des études macro et microscopiques de la rupture ont été effectuées pour proposer une corrélation entre les classes d'EA enregistrées et les évènements acoustiques observés. Les effets de ces mécanismes sur le comportement du composite ont été discutés.

3.1 CARACTÉRISTIQUES GÉNÉRALES

Dans un premier temps, les caractéristiques physiques générales du composite obtenu ont été étudiées au moyen de différentes observations.

3.1.1 Etude de la microstructure

L'étude de la microstructure d'un composite constitue la première étape vers la caractérisation mécanique de celui-ci. En effet, elle renseigne sur l'organisation du renfort dans la matrice, la présence ou non de porosité ou encore d'éventuels problèmes d'interfaces entre les fibres et la matrice. Ainsi, des observations microscopiques ont été réalisées sur des sections du composite. Des échantillons du matériau (2 cm x 2 cm) ont été prélevés dans une plaque fabriquée par infusion. La découpe a été réalisée au moyen d'une scie circulaire lubrifiée à l'eau et avec une faible vitesse de coupe pour éviter dans la mesure du possible l'endommagement du matériau. Par la suite, les échantillons ont été enrobés à froid dans une résine destinée à faciliter leur manipulation pendant la phase de polissage. Ces échantillons ont par la suite été polis jusqu'à la disparition des rayures de polissage visibles au microscope optique. Enfin, les sections obtenues ont été analysées au microscope électronique à balayage (MEB).

Plusieurs observations ont été effectuées sur les photographies obtenues au MEB, présentées en [figure 3.1](#) à [3.4](#). Tout d'abord, l'analyse d'un champ large comme celui présenté en [figure 3.1](#) montre une bonne répartition globale des fibres dans la matrice, malgré quelques zones locales de forte concentration de fibres et d'autres moins riches. On note une quasi absence de porosité. En revanche, quelques craquelures sont observables à différents endroits. La [figure 3.2](#) présente un grandissement plus important d'une zone équivalente. On peut parfaitement distinguer des fibres techniques (faisceaux de fibres unitaires), ainsi que des fibres élémentaires bien séparées. On remarque aussi que les craquelures mentionnées précédemment semblent être localisées à l'interface entre certaines fibres techniques et la matrice, particulièrement en présence d'une couche de matière organique entourant les faisceaux. Il est difficile de savoir s'il s'agit d'une absence d'interface ou si la décohésion a été induite par la découpe et/ou le polissage des échantillons. La [figure 3.3](#), qui présente un agrandissement d'une zone de décohésion entre un faisceau de fibres et la matrice, révèle une structure lamellaire de la couche de matière responsable de cette décohésion. On peut supposer qu'il s'agit de résidus de la tige, observés lors de l'analyse MEB du FlaxTape ([figure 2.8](#)). Toutefois, il est à noter que les fibres élémentaires bien séparées semblent beaucoup mieux adhérer à la matrice. Enfin, on peut déceler quelques pores de l'ordre de quelques dizaines de microns de diamètre situés à proximité de la surface du composite, comme celle présentée en [figure 3.4](#). Ce type de défaut reste néanmoins assez rare.

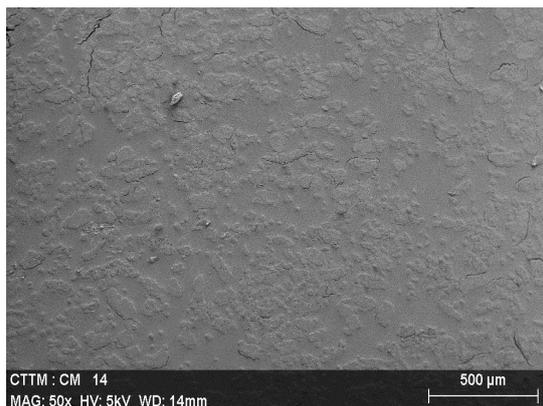


FIGURE 3.1 – Vue globale du composite au MEB

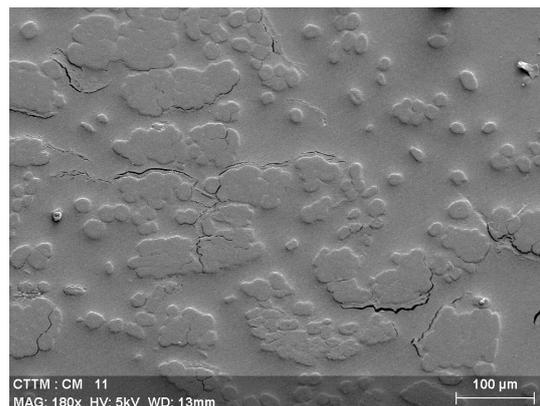


FIGURE 3.2 – Fibres techniques et fibres élémentaires dans le composite

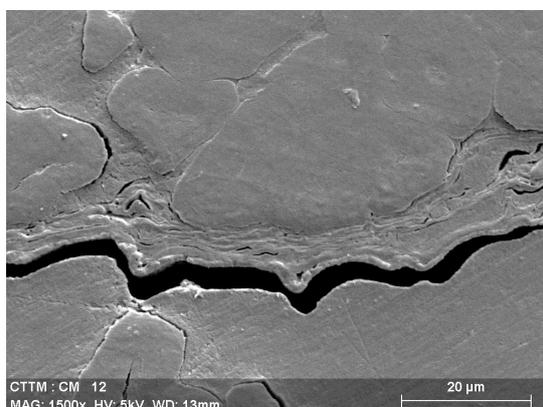


FIGURE 3.3 – Décohésion entre une fibre technique et la matrice

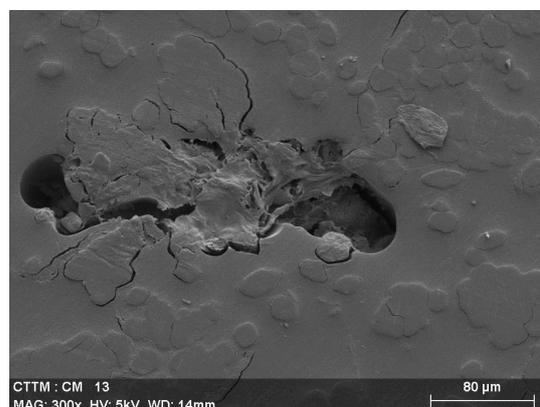


FIGURE 3.4 – Porosité importante en surface du composite

3.1.2 Taux de renfort et taux de porosité

Par la suite, 5 échantillons prélevés dans une plaque composite UD ont été analysés afin de mesurer leurs taux de fibre massique et volumique, puis d'en déduire le taux de porosité. La mesure précise du taux de fibres pose certains problèmes lorsqu'il s'agit de composites renforcés de fibres végétales. En effet, les méthodes classiques de calcination¹ ou de destruction ou dissolution chimique de la matrice², classiquement utilisées pour les composites renforcés de fibres de verre ou de carbone, ne peuvent être employées sans endommager les fibres végétales. Pour remédier à cela, il est possible d'analyser des coupes microscopiques comme celles présentées en [figure 3.1](#). Le traitement consiste alors à binariser l'image en niveaux de gris obtenue au microscope optique ou au MEB en appliquant un seuillage précis permettant de distinguer les fibres de la matrice. Il est donc possible de mesurer le taux de fibre, ou même directement le taux de vide par cette méthode. Toutefois, des essais préliminaires ont montré que les résultats obtenus étaient très dépendants de la valeur seuil choisie. Or sa détermination (qualitative) est complexifiée par un faible contraste entre les fibres et la matrice, ainsi

1. Norme NF T57-102

2. Norme NF T57-608

que par la présence de résidus de tige enveloppant certains faisceaux comme on peut le voir sur la [figure 3.3](#). D'autre part, cette méthode nécessite le traitement d'un très grand nombre d'images réalisées à différentes positions de l'éprouvette composite, impliquant ainsi un gros travail de préparation des échantillons et de polissage. L'analyse par tomographie d'échantillons de composites reste un des moyens les plus précis. Par ailleurs, une approximation couramment utilisée consiste à calculer le taux de fibre massique contenu dans un échantillon d'un certain volume, connaissant le nombre de pli, la masse surfacique du renfort ainsi que sa masse volumique. Toutefois, ces deux dernières grandeurs peuvent être très variables localement, induisant une certaine dispersion des résultats obtenus.

Pour notre étude, les échantillons prélevés ont été pesés à sec à l'aide d'une balance précise à 10^{-4} g. Par la suite, leur volume a été mesuré par une pesée des échantillons en immersion dans l'eau, d'après le principe d'Archimède. Une telle pesée doit être effectuée rapidement pour éviter l'absorption d'eau par le matériau. On peut ainsi calculer la masse volumique ρ_c du composite. De plus, connaissant le nombre de plis N du composite considéré, la surface S de l'échantillon pesé, la masse surfacique ρ_s (200 gr.m^{-2}) des renforts ainsi que la masse à sec de l'échantillon composite m_c , on peut calculer la fraction massique de fibre ϕ_m^f par :

$$\phi_m^f = \frac{NS\rho_s}{m_c} \quad (3.1)$$

Par la suite, connaissant la masse volumique de la matrice ρ_m mesurée par pesée hydrostatique (1290 kg.m^{-3}), et celle des fibres ρ_f comprise entre 1450^3 et 1550 kg.m^{-3} [50], on peut en déduire le taux volumique de renfort ϕ_v^f dans le composite par :

$$\frac{1}{\phi_v^f} = \frac{\rho_f}{\rho_m} \left(\frac{1}{\phi_m^f} - 1 \right) + 1 \quad (3.2)$$

Compte tenu des incertitudes sur la masse surfacique du renfort et sur la masse volumique des fibres, et considérant les 5 échantillons mesurés, le taux volumique de fibres du composite a été mesuré entre 35% et 40%.

Enfin, compte tenu des caractéristiques mesurées précédemment, le taux de porosité a été obtenu par :

$$V_v = 1 - \rho_c \left(\frac{\phi_m^f}{\rho_f} + \frac{1 - \phi_m^f}{\rho_m} \right) \quad (3.3)$$

Considérant les cinq échantillons mesurés, le taux de porosité a été estimé entre 2.5% et 7.5%.

3. Valeur issue de la documentation technique du FlaxTape

La variabilité obtenue pour les taux de fibres et de porosité peut en partie s'expliquer par les remarques énoncées précédemment concernant la méthode de mesure, ainsi que par les variations locales de masses surfacique et volumique du renfort utilisé. De plus, l'utilisation d'une méthode plus précise, telle que la tomographie rayon X, sur un plus grand nombre d'échantillons pourrait préciser ce résultat.

3.2 COMPORTEMENT MÉCANIQUE EN TRACTION

Afin de mesurer les principales grandeurs caractéristiques du comportement du composite, des essais de traction ont été réalisés dans différentes configurations d'éprouvettes. Des composites unidirectionnels ont été testés avec diverses orientations de fibres afin de mesurer les caractéristiques élastiques et à la rupture du pli UD en contraintes planes (présentées en annexe en [section A.1](#)). D'autre part, des stratifiés croisés ont été étudiés dans différentes configurations.

3.2.1 Protocole expérimental

Les essais de traction quasi-statiques monotones ont été réalisés selon la norme ASTM D3039⁴. La machine utilisée est équipée d'un capteur d'effort de 100 kN. La déformation longitudinale a été mesurée avec un extensomètre axial de longueur initiale 50 mm. La déformation transverse a été mesurée au moyen de jauges de déformation axiale de 5 mm de longueur. Les éprouvettes testées sont de forme rectangulaire avec une longueur de 250 mm, une largeur de 25 mm et une épaisseur de 2 mm environ. Pour obtenir des ruptures éloignées des mors de serrage, certaines éprouvettes ont été équipées de talons en fibres de verre biseautés. Le dispositif de traction utilisé est présenté en [figure 3.5](#).

Des composites constitués de 5 plis UD ont été testés en traction monotone avec des fibres orientées à 0°, 90° et 45°, dans le but de déterminer les propriétés du pli UD en contraintes planes. Les éprouvettes sont notées respectivement UD-0, UD-90 et UD-45. Par la suite, des stratifiés croisés avec des séquences d'empilement de type [0/90/0/90/0] et [+45/-45/+45/-45/+45], notés respectivement CR-(0/90) et CR-(+45/-45) ont également été testés. Pour vérifier la répétabilité des essais, les mesures ont été répétées dans chaque cas sur 5 éprouvettes. Par la suite, des essais de traction quasi-statiques cyclés ont été réalisés sur certaines éprouvettes UD-0. Les cycles ont été appliqués avec une vitesse de 1 mm.min⁻¹. La contrainte imposée a été incrémentée de 25 MPa par cycle jusqu'à la rupture de l'éprouvette (survenant au bout de 10 cycles). Pour chaque phase de chargement des essais cyclés, le module tangent a été mesuré comme la pente de l'interpolation linéaire de la courbe contrainte/déformation en chaque point de déformation ϵ_i sur un intervalle de déformation $[\epsilon_i - 2, 5 \cdot 10^{-4}; \epsilon_i + 2, 5 \cdot 10^{-4}]$, dans le but de suivre l'évolution de la rigidité en fonction de la déformation.

4. ASTM D3039/D3039M : Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composites

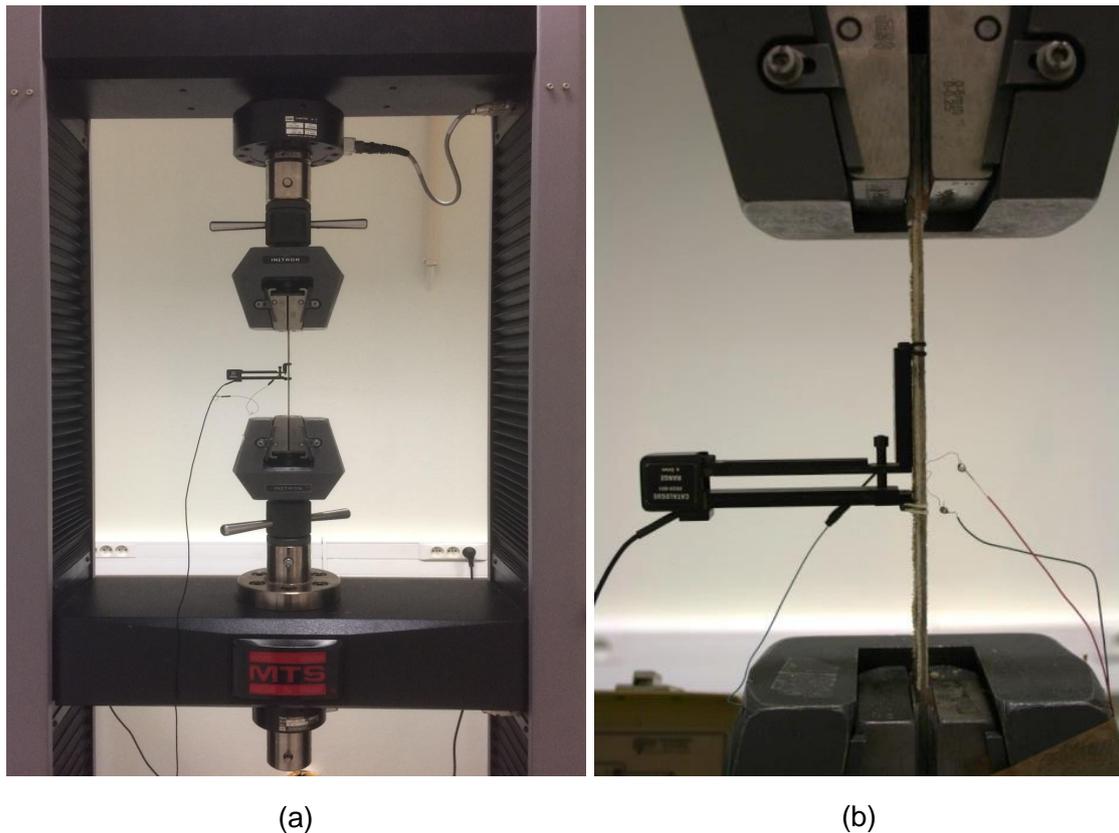


FIGURE 3.5 – Dispositif expérimental utilisé pour les essais de traction. a) Machine de traction avec éprouvette en place et b) détail d'une éprouvette équipée d'un extensomètre axial et d'une jauge de déformation transverse

3.2.2 Résultats

Cette section présente les différents résultats expérimentaux obtenus lors des essais de traction quasi-statiques et cyclés effectués sur les différents types d'éprouvettes.

3.2.2.1 Comportement mécanique des composites unidirectionnels

Les courbes contrainte/déformation obtenues pour le composite UD-0 sont présentées sur la [figure 3.6](#). On remarque une très bonne répétabilité des essais, particulièrement sur la partie initiale des courbes, avec une variabilité de la contrainte à la rupture inférieure à 10%. On identifie clairement les différentes phases de comportement mentionnées au [paragraphe 2.2.3](#). Le domaine élastique linéaire apparaît très court et se termine par un "coude" marquant une diminution significative du module tangent pour une valeur de déformation d'environ 0.1% correspondant à une contrainte de 25 MPa. Au delà de cette valeur seuil, la courbe évolue de manière quasi linéaire jusqu'à la rupture. On note une légère inflexion survenant à une valeur de déformation d'environ 0.35%.

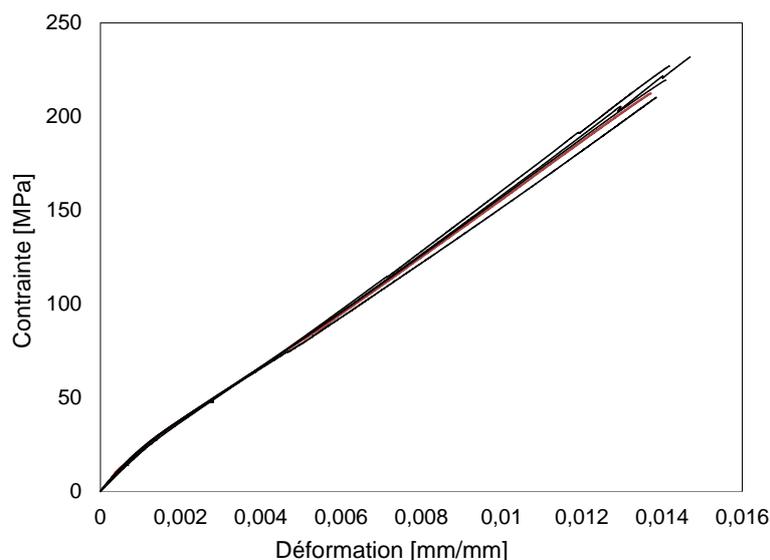


FIGURE 3.6 – Courbes contraintes/déformations pour les éprouvettes UD-0

Ainsi, la rigidité du composite UD sollicité dans le sens des fibres varie en fonction de la déformation. Pour étudier plus précisément ces variations, des essais quasi-statiques cyclés ont été réalisés sur le composite UD-0. Les différents cycles de charge/décharge sont présentés sur la [figure 3.7.a](#). On remarque que la courbe enveloppe passant par les points de charge maximale de chaque cycle correspond bien à la courbe contrainte/déformation de l'essai de traction monotone décrit précédemment. De plus, la [figure 3.7.b](#) présente l'évolution du module tangent en fonction de la déformation pour chaque phase de chargement des cycles successifs, rapporté au module initial E_0 .

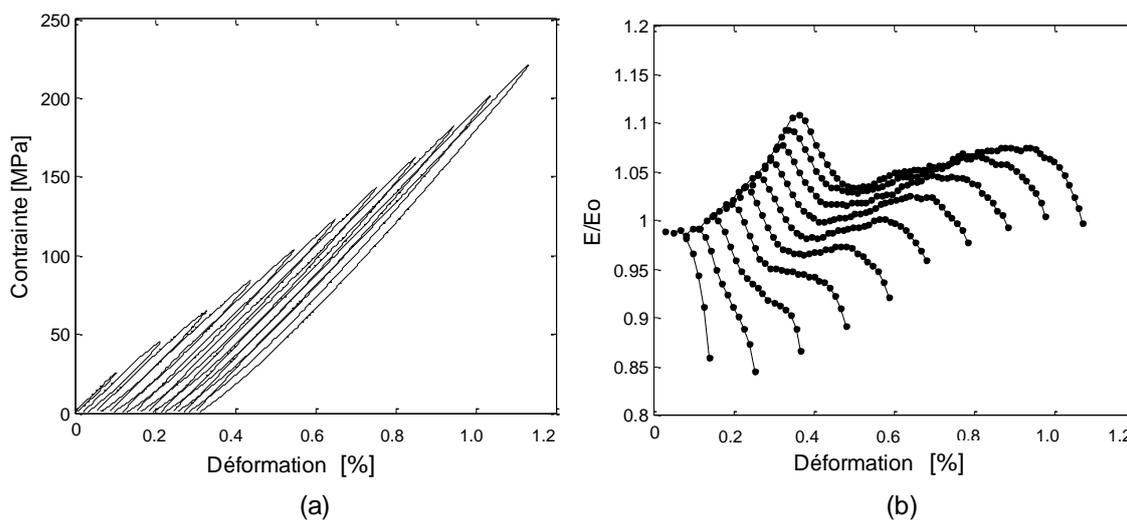


FIGURE 3.7 – Essai quasi-statique cyclé : a) cycles de charge/décharge et b) évolution de la rigidité en fonction de la déformation pour chaque phase de montée.

Cette figure apporte beaucoup d'informations. Tout d'abord, on constate une diminution significative du module tangent avec l'augmentation de la déformation pour tous les cycles. Une baisse du module de 15% peut en effet être observée lors du pre-

mier cycle. Cette valeur diminue ensuite progressivement pour atteindre un peu moins de 10% pour les derniers cycles. Cette diminution du module tangent au début de chaque cycle correspond au passage par le "coude" observé lors des essais statiques. Elle peut être expliquée à l'échelle du composite par l'apparition des premiers mécanismes d'endommagement, comme la fissuration de la matrice ou les décohésions d'interfaces fibre/matrice, ainsi que par le comportement viscoélastoplastique de la résine Elium. Certains mécanismes à l'échelle de la fibre, comme la plastification de l'hémicellulose et de la lignine dans les différentes parois peuvent aussi expliquer ce comportement non linéaire. De plus, sous l'effet des contraintes de cisaillement entre les différentes parois des fibres, des liaisons pectines/hemicellulose et hemicellulose/cellulose peuvent rompre [68]. Certains auteurs [47] ont aussi révélé une augmentation du taux de cristallinité de l'hémicellulose. D'autre part, au cours des cycles, le décalage des courbes vers la droite de la figure indique clairement l'évolution d'une déformation permanente qui apparaît rapidement. Celle-ci peut être expliquée en partie par la plastification de la matrice thermoplastique et par l'accumulation de l'endommagement dans le composite. L'évolution de cette déformation permanente en fonction du nombre de cycles est présentée sur la [figure 3.8](#).

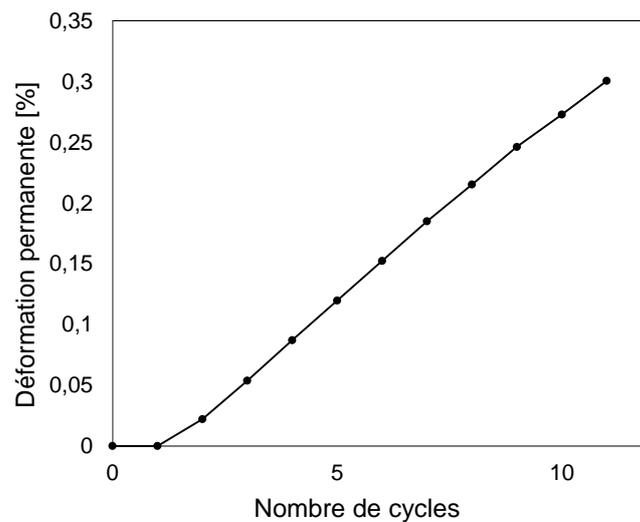


FIGURE 3.8 – Evolution de la déformation permanente en fonction du nombre de cycles

Par la suite, dès le quatrième cycle, on constate une fois le coude dépassé que le module tangent semble se stabiliser à mesure que la déformation augmente, avant de décroître à nouveau. A partir du cinquième cycle environ, c'est à dire lorsque la déformation imposée dépasse 0,3%, le module augmente légèrement durant cette phase de stabilisation. Cette rigidification semble correspondre au point d'inflexion observé sur la courbe contrainte/déformation de l'essai de traction monotone. Elle peut être attribuée à l'échelle de la fibre au phénomène de redressement des microfibrilles de cellulose. Enfin, on peut remarquer que le module tangent initial de chaque phase de charge-

ment décroît légèrement pendant les deux premiers cycles, ce qui peut correspondre à l'apparition des premiers mécanismes d'endommagement au delà de la limite d'élasticité. En revanche, dès le troisième cycle, ce module augmente légèrement, jusqu'à dépasser (de l'ordre de 10% en fin d'essai) la valeur initiale mesurée lors du premier cycle. Ce phénomène, observé entre autre par Shah [53] pour un composite Lin/Epoxy, peut être expliqué par le caractère en partie irréversible du phénomène de redressement des microfibrilles. En effet, lors d'essais de traction réalisés sur des fibres végétales élémentaires, certains auteurs [47, 69] mentionnent l'existence d'un mécanisme par "à-coups" provoqué par des ruptures et re-formations successives des liaisons moléculaires entre les différents constituants de la fibre. La déformation longitudinale induisant des contraintes de cisaillement entre les parois, comme expliqué précédemment, la déformation élastoplastique de la matrice d'hémicellulose englobant les microfibrilles peut conduire à la rupture de certaines liaisons moléculaires entre l'hémicellulose et la cellulose ou entre l'hémicellulose et les parties pectidiques [68]. A mesure de l'augmentation de la déformation, ces liaisons peuvent se reformer, maintenant les microfibrilles de cellulose dans leur nouvelle configuration. Ainsi, le relâchement de la contrainte appliquée ne permet pas un retour de la fibre dans sa disposition initiale. Par conséquent, lors du chargement suivant, la fibre est immédiatement sollicitée dans sa nouvelle configuration microfibrillaire, d'où une rigidité potentiellement augmentée. La cristallisation de l'hémicellulose mentionnée précédemment contribue aussi vraisemblablement à ce phénomène.

3.2.2.2 Caractérisation du pli UD

Afin de déterminer les caractéristiques du pli UD en contraintes planes, des essais de traction quasi-statiques monotones ont été réalisés sur les éprouvettes UD-90 et UD-45. La figure 3.9 a et b présente les courbes contraintes/déformations obtenues pour ces deux séries d'essais. Pour l'éprouvette UD-90, le comportement est non linéaire jusqu'à la rupture. Du fait de l'orientation des fibres perpendiculairement à l'axe de traction, c'est principalement la matrice qui est sollicitée. La faible valeur de la contrainte à la rupture laisse encore une fois supposer une mauvaise qualité de l'interface fibre/matrice. Le comportement des spécimens UD-45 apparaît relativement similaire à celui des composites UD-0, avec une partie élastique linéaire un peu plus prononcée et une rupture de type fragile.

A partir des résultats des essais réalisés dans les configurations UD-0, UD-90 et UD-45, les grandeurs caractéristiques du pli unidirectionnel en contraintes planes ont été déduites. Le module d'Young longitudinal E_L a été mesuré comme la pente de l'interpolation linéaire de la courbe contrainte/déformation pour l'essai UD-0. La mesure a été effectuée dans le domaine linéaire élastique sur une plage de déformation allant de 0.01 à 0.05%. Le coefficient de Poisson ν_{LT} a été mesuré par la pente de la courbe déformation

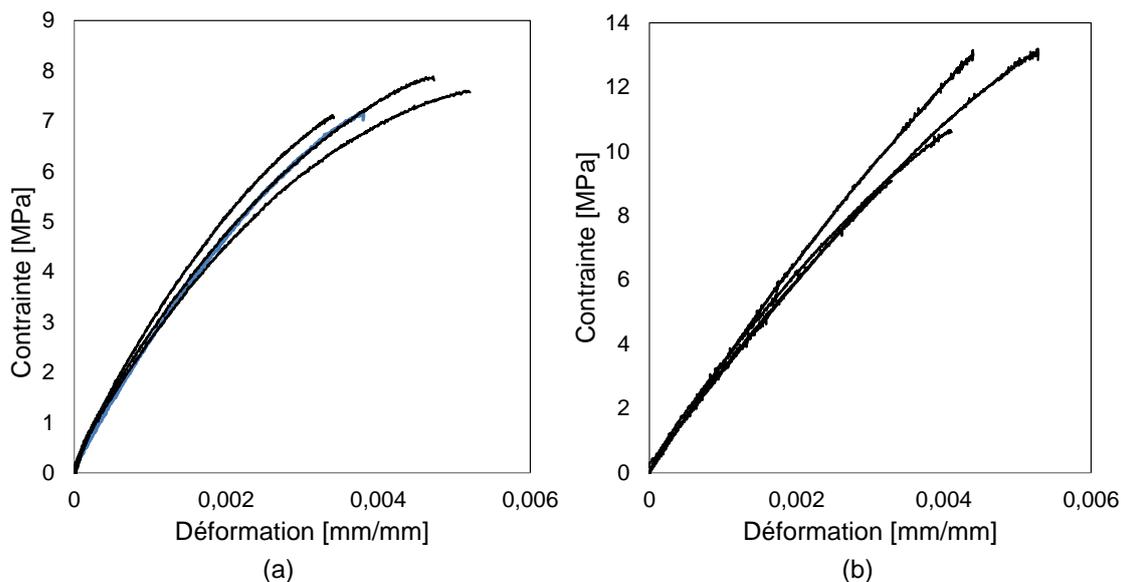


FIGURE 3.9 – Courbes des essais de traction quasi-statiques monotones. a) Eprouvettes UD-90 et b) éprouvettes UD-45

transverse/déformation longitudinale dans la zone élastique linéaire correspondant au même intervalle de déformation. Compte tenu de l'absence de domaine linéaire marqué pour les courbes de l'essai UD-90, le module transverse E_T a été mesuré comme la pente de la tangente à l'origine. Par la suite, le module de traction à 45° , noté E_{45} , a été mesuré pour l'essai UD-45 de la même manière que E_L . A partir de ces données, le module de cisaillement G_{LT} du pli UD a été estimé en utilisant la relation donnée en [équation 3.4](#) [70], qui exprime le module d'Young d'un composite UD dont les fibres sont orientées d'un angle θ par rapport à l'axe de traction en fonction des grandeurs caractéristiques du pli :

$$\frac{1}{E_\theta} = \frac{\cos(\theta)^4}{E_L} + \frac{\sin(\theta)^4}{E_T} + \left(\frac{1}{G_{LT}} - \frac{2\nu_{LT}}{E_L} \right) \sin(\theta)^2 \cos(\theta)^2 \quad (3.4)$$

D'autre part, les contraintes à la rupture pour les essais UD-0, UD-90 et UD-45, notées respectivement σ_L , σ_T et σ_{45} ont été mesurées. La contrainte à la rupture en cisaillement σ_{LT} a été déduite des essais précédents par :

$$\sigma_\theta = \left(\left(\frac{\sin(\theta)^2}{\sigma_T} \right)^2 + \left(\frac{\sin(\theta) \cos(\theta)}{\sigma_{LT}} \right)^2 \right) \quad (3.5)$$

Toutes les grandeurs ainsi obtenues permettent de décrire le comportement élastique et à la rupture du composite UD en contraintes planes. La théorie des stratifiés, rappelée en annexe en [section A.1](#), peut ainsi être utilisée pour estimer le comportement mécanique de matériaux constitués de plusieurs de ces plis superposés avec une séquence d'empilement quelconque. Les valeurs moyennes ainsi que les écarts types de mesures sont reportés dans le [tableau 3.1](#).

Grandeur	E_L	E_T	E_{45}	G_{LT}	ν_{LT}	σ_L	σ_T	σ_{45}	σ_{LT}
Unité	(GPa)	(GPa)	(GPa)	(GPa)	(-)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)
Moyenne	23	3.22	3.64	1.53	0.35	225	8	39	18
Ecart type	1.2	0.12	0.14	0.16	0.01	8.9	0.3	0.4	2.1

TABLE 3.1 – Propriétés principales du composite UD Lin/Elium

3.2.2.3 Comportement des composites stratifiés

Les composites stratifiés CR-(0/90) et CR-(+45/-45) ont été testés en traction monotone selon le même protocole. Seuls les modules, les contraintes et déformations à la rupture ont été relevés. Les courbes contrainte/déformation obtenues pour ces deux séquences d'empilement sont présentées sur la [figure 3.10](#).

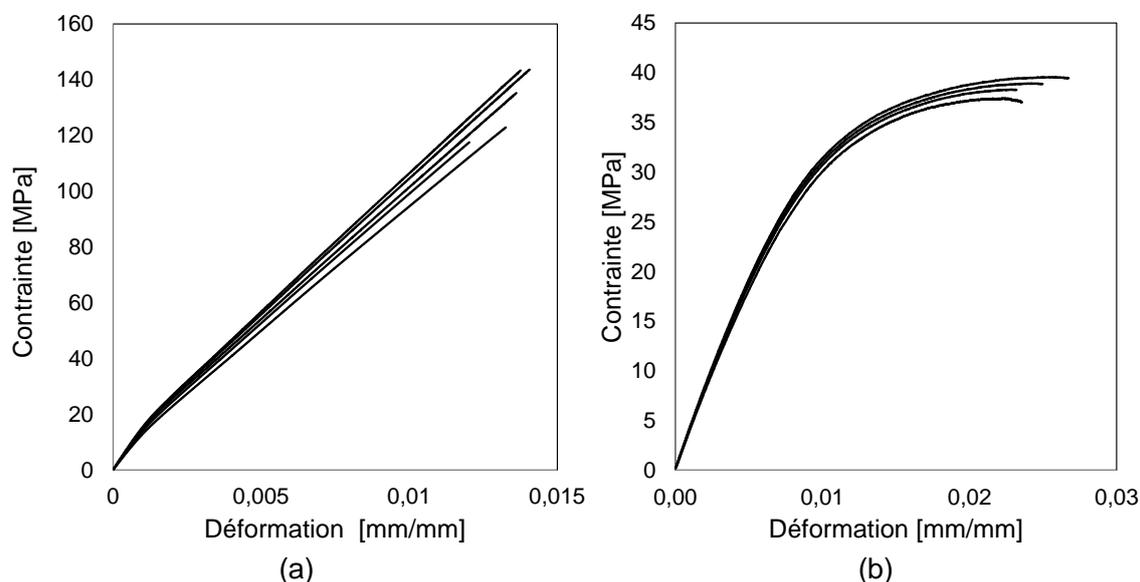


FIGURE 3.10 – Essais de traction quasi-statiques monotones. a) Eprouvettes CR-(0/90) et b) éprouvettes CR-(+45/-45)

Pour le composite de type CR-(0/90), on remarque sur la [figure 3.10.a](#) que les courbes de comportement peuvent être séparées en deux zones. La première partie élastique linéaire apparaît très courte, comme pour les spécimens UD-0. Pour une valeur de déformation proche de 0.1% correspondant à une contrainte de l'ordre de 20 MPa, une diminution significative du module tangent peut être observée. Par la suite, le comportement semble linéaire jusqu'à la rupture fragile de l'éprouvette. Le point d'inflexion montrant une rigidification autour de 0.3% de déformation pour le composite UD-0 est moins marqué dans le cas de ce stratifié croisé. L'analyse des courbes contrainte/déformation des spécimens CR-(+45/-45) présentées en [figure 3.10.b](#) montre un comportement linéaire jusqu'à une déformation proche de 1% correspondant à une contrainte avoisinant les 20 MPa. Par la suite, le comportement devient non linéaire. La rupture se produit pour une valeur élevée de déformation d'environ 2.5%.

Les principales caractéristiques de ces stratifiés sont synthétisées dans le [tableau 3.2](#).

Grandeur	$E_L^{CR(0/90)}$	$\sigma_L^{CR(0/90)}$	$\epsilon_L^{CR(0/90)}$	$E_L^{CR(+45/-45)}$	$\sigma_L^{CR(+45/-45)}$	$\epsilon_L^{CR(+45/-45)}$
Unité	(GPa)	(MPa)	%	(GPa)	(MPa)	%
Moyenne	15.1	137.6	1.38	4.19	38	2.46
Ecart type	1.13	8.97	0.03	0.17	0.93	0.15

TABLE 3.2 – Propriétés principales des composites stratifiés étudiés

3.2.2.4 Discussion

Afin de situer les performances du composite Lin/Elium par rapport à des composites classiques équivalents, les principales propriétés spécifiques du composite unidirectionnel en élasticité et à la rupture ont été comparées à celles d'un composite Verre/Epoxy [70], dont les caractéristiques ont été rapportées à un taux de fibre équivalent (37%). Pour une meilleure lecture, les propriétés des deux composites ont été rapportées à celles du composite Verre/Epoxy. Les résultats sont présentés sur la [figure 3.11](#).

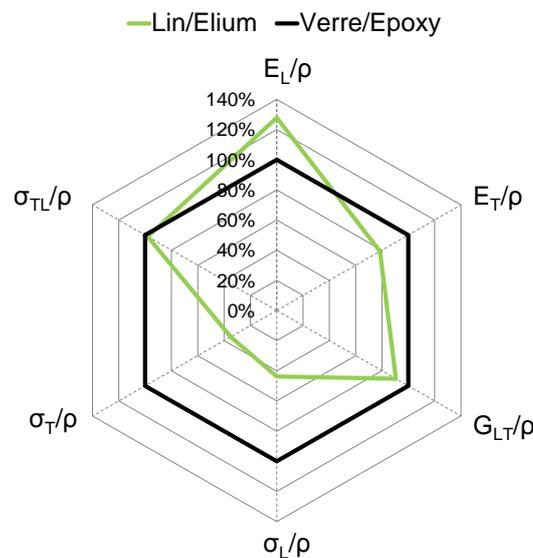


FIGURE 3.11 – Propriétés spécifiques relatives d'un composite Verre/Epoxy et d'un composite Lin/Elium

On remarque que le composite Lin/Elium possède certaines propriétés élastiques spécifiques très intéressantes. Le module longitudinal spécifique, par exemple, est supérieur de près de 30% à celui du composite Verre/Epoxy. Cette différence s'explique principalement par la faible masse volumique des fibres de lin ($\rho \approx 1500 \text{kg.m}^{-3}$ pour le lin contre $\rho \approx 2600 \text{kg.m}^{-3}$ pour le verre E), à modules d'Young presque équivalents. En revanche, malgré le gain de masse, la résistance axiale spécifique du composite Lin/Elium reste très inférieure, du fait des propriétés à la rupture beaucoup plus faibles pour les fibres

de lin, ainsi que par une qualité non optimale de l'interface entre certains faisceaux de fibres et la matrice. De plus, si les modules transverses spécifiques restent équivalents pour les deux matériaux, la résistance spécifique transverse du composite Lin/Elium est plus faible. Cela peut être expliqué encore une fois par la faiblesse de l'interface entre les fibres et la matrice dans le cas de l'éco-composite, ainsi que par une mauvaise imprégnation des fibres élémentaires à l'intérieur des faisceaux, facilitant leur séparation longitudinale. Ces problématiques liées à l'interface seront abordées plus en détail par la suite.

3.3 ÉTUDE DES MÉCANISMES D'ENDOMMAGEMENT

Conjointement à l'étude du comportement mécanique des différentes configurations de composites, diverses analyses de la rupture ont été réalisées afin d'étudier les principaux mécanismes d'endommagement survenant et de comprendre leurs effets sur le comportement du composite. Dans un premier temps, les faciès de rupture des différentes éprouvettes ont été inspectées à l'échelle macroscopique, par des observations visuelles et à l'aide d'une loupe binoculaire. Dans un second temps, ces différents faciès de rupture ont été observés au microscope électronique à balayage. Enfin, pour étudier l'évolution de certains mécanismes d'endommagement, des sections microscopiques d'éprouvettes partiellement sollicitées ont été analysées.

3.3.1 Analyse macroscopique de la rupture

Les profils de rupture caractéristiques des différentes éprouvettes sont présentés sur la [figure 3.12](#). A l'échelle macroscopique, différentes remarques peuvent être tirées. Pour l'éprouvette UD-90, le profil de rupture est rectiligne dans le sens des fibres. On peut aussi observer quelques fibres déchaussées. Même constat pour le spécimen UD-45, mais avec une orientation de la rupture à 45° . En revanche, pour l'éprouvette UD-0, la rupture est principalement longitudinale, alors que pour les composites de type CR-(0/90), la présence de fibres orientées à 90° par rapport à l'axe de traction permet d'obtenir une rupture transverse très nette. Un blanchissement du composite à proximité de la zone de rupture est observable, indiquant vraisemblablement une plastification de la matrice. Dans ces deux derniers cas, des fibres déchaussées sont observables, ainsi que des fibres rompues. Pour la configuration CR-(+45/-45), le front de rupture suit une orientation à plus ou moins 45° . On remarque une forte plastification de la matrice, ainsi que de nombreuses fibres déchaussées et/ou rompues. De plus, une surface importante de délaminage des différents plis est observable. Ce dernier mode d'endommagement n'est pas ou peu visible dans les autres configurations.

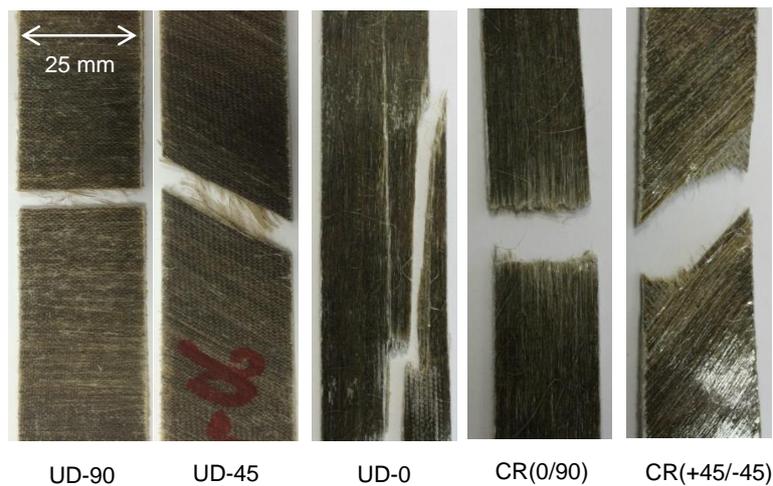


FIGURE 3.12 – Fronts de rupture d'éprouvettes composites dans les différentes configurations

3.3.2 Analyses microscopiques des mécanismes d'endommagement

Pour une analyse plus fine des mécanismes d'endommagement, des observations supplémentaires ont été effectuées au microscope électronique à balayage. Les faciès de rupture précédents ainsi que des sections d'éprouvettes partiellement sollicitées en été analysées.

3.3.2.1 Apparition et évolution de l'endommagement

Afin d'identifier les premiers mécanismes d'endommagement survenant pendant l'essai de traction, des sections d'éprouvette UD-0 sollicitée à 50% de sa charge maximale ont été analysées. Si l'on considère une vue globale, présentée en [figure 3.13](#), comparée à une vue globale d'un composite non sollicité présenté en [figure 3.2](#), on constate une légère augmentation du nombre de défauts visibles. Il est en effet possible d'observer des fissures dans la matrice, comme celle indiquée par le label 1. On peut aussi remarquer que certaines de ces fissures matricielles semblent correspondre au prolongement des décohésions à l'interface des fibres techniques et de la matrice, comme celles repérées par le label 2. On retrouve d'ailleurs un grand nombre d'interfaces rompues entre les faisceaux de fibres et la matrice (label 3), toujours en présence des restes d'écorce empêchant une bonne cohésion. Enfin, on peut observer de nombreuses fissurations à l'intérieur des faisceaux de fibres (label 4). Ce dernier type de défaut est particulièrement bien visible sur la [figure 3.14](#). On remarque alors que la fissure suit parfaitement le contour des fibres élémentaires. Cet endommagement s'explique bien par la mauvaise imprégnation des fibres élémentaires à l'intérieur des faisceaux. La résine a en effet du mal à pénétrer au cœur des fibres techniques. Par conséquent, les efforts ne sont pas transmis de la matrice vers un grand nombre de fibres unitaires. Ce constat peut en partie expliquer les propriétés mécaniques transverses relativement basses observées précédemment.

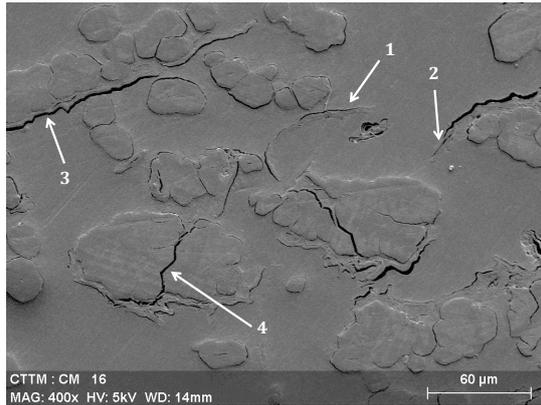


FIGURE 3.13 – Coupe microscopique d'un UD-0 sollicité à 50% de sa charge à rupture

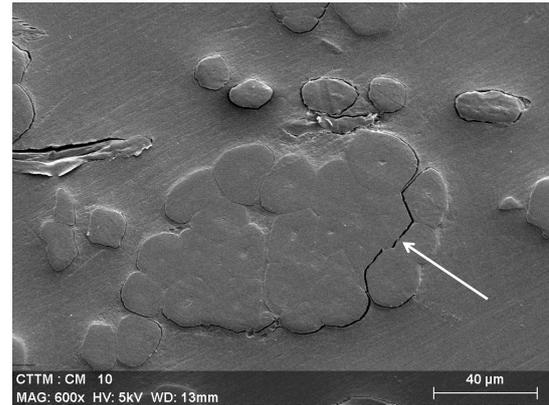


FIGURE 3.14 – Séparation longitudinale des fibres élémentaires dans un faisceau

Ainsi, la comparaison des sections microscopiques sur une éprouvette UD-0 saine et une autre sollicitée à 50% de sa charge à rupture permet de détecter certains mécanismes d'endommagement. On constate, en effet, une augmentation des mécanismes de fissuration matricielle, de décohésion d'interfaces et de séparation longitudinale des fibres élémentaires dans les faisceaux.

3.3.2.2 Observations des faciès de rupture

Les observations au MEB des différents faciès de rupture, présentés sur les figures 3.15 à 3.20 montrent de nombreux mécanismes d'endommagement. On peut par exemple trouver dans les configurations UD-0, CR-(0/90) et CR(+45/-45) de nombreuses fibres rompues. On remarque alors que la rupture de certaines fibres élémentaires a lieu au ras de la matrice, comme présenté sur la figure 3.15. Ceci semble indiquer qu'il existe de bonnes interfaces entre la matrice et les fibres unitaires bien séparées. En revanche, on remarque de nombreux faisceaux de fibres déchaussées sur une certaine longueur, comme le montre la figure 3.16. Par ailleurs, on peut observer différents endommagements sur les fibres suffisamment déchaussées. Certaines sont en effet déchirées, comme on peut le voir sur la figure 3.17, d'autres présentent des fissures transverses (figure 3.18, label 1). On peut aussi trouver certaines fibres dont la surface extérieure semble pelée (figure 3.18, label 2). Ce mode d'endommagement peut avoir lieu au cours du déchaussement. L'analyse au MEB du profil de rupture d'une éprouvette CR-(0/90), présenté en figure 3.19, confirme l'existence d'une quantité importante de fibres déchaussées. Enfin, des délaminages sont clairement visibles sur l'éprouvette CR-(+45/-45) (figure 3.20).

3.4 ANALYSE DE L'ENDOMMAGEMENT PAR ÉMISSION ACOUSTIQUE

3.4.1 Technique de l'émission acoustique

La technique de l'émission acoustique a souvent été utilisée pour l'identification et l'étude des mécanismes d'endommagement des matériaux composites [71,72]. En effet,

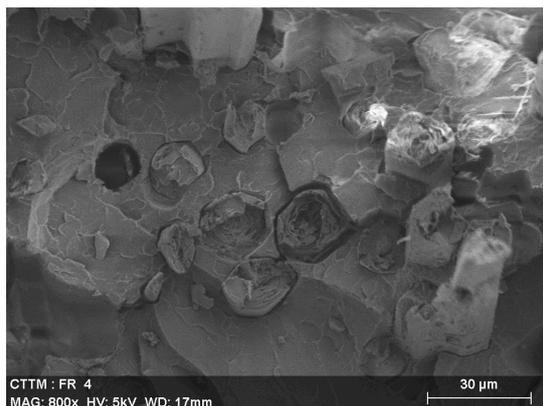


FIGURE 3.15 – Rupture des fibres élémentaires dans un spécimen UD-o

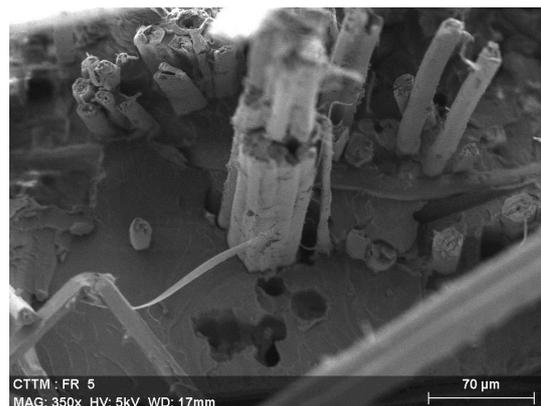


FIGURE 3.16 – Déchaussement d'une fibre technique dans un spécimen UD-o

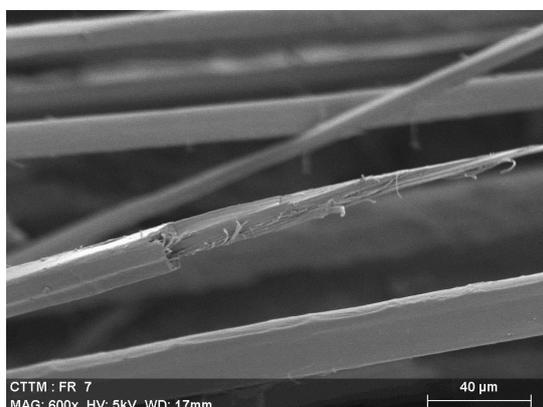


FIGURE 3.17 – Fibre élémentaire déchirée dans un spécimen UD-o



FIGURE 3.18 – Endommagement d'une fibre élémentaire dans un spécimen UD-o

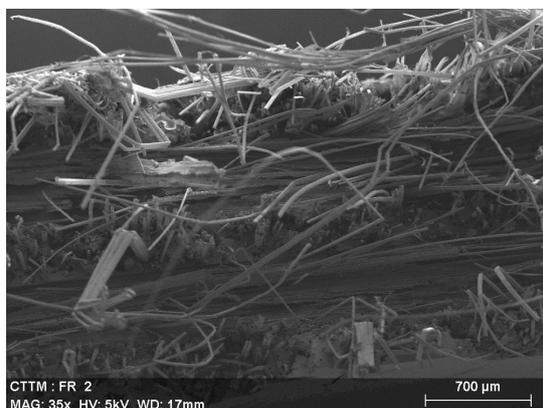


FIGURE 3.19 – Front de rupture d'une éprouvette CR-(0/90)

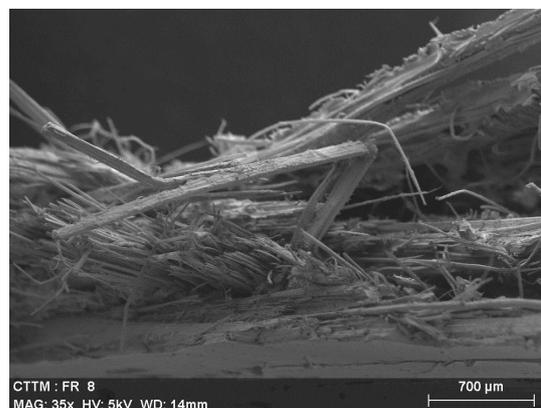


FIGURE 3.20 – Front de rupture d'une éprouvette CR-(+45/-45)

certaines changements survenant au sein du matériau, comme par exemple l'apparition d'une fissure, libère une certaine quantité d'énergie mécanique qui se propage dans le matériau sous la forme d'une onde acoustique. Les signaux d'EA peuvent alors être enregistrés par des capteurs piézoélectriques appropriés fixés sur l'éprouvette. Par la suite, différents paramètres peuvent être déduits de ces signaux. Par exemple, les caractéristiques temporels d'amplitude, d'énergie, de temps de montée, de durée etc., sont sou-

vent étudiées [73,74]. De plus, de nombreuses études portant sur les composites à fibre de verre ou de carbone analysent aussi les paramètres fréquentiels des signaux [75–78]. Par la suite, il existe plusieurs méthodes de tri et de classification de ces signaux selon leurs différents paramètres. L'objectif est alors bien souvent d'attribuer des mécanismes d'endommagement aux classes d'évènements acoustiques obtenues. On peut alors envisager d'utiliser cette technique pour le suivi en temps réel de l'évolution de certains défauts, à titre d'exemple le contrôle par SHM⁵. La présente étude utilise une technique de classification dite non supervisée. Cette méthode consiste à rassembler les évènements enregistrés en classes de signaux mathématiquement semblables. Par la suite, des observations microscopiques et des études mécaniques complémentaires visent à établir un lien entre les mécanismes d'endommagement observés et les signatures acoustiques perçues.

Dans le cas particulier des éco-composites, plusieurs études ont été menées à différentes échelles pour identifier et caractériser les mécanismes d'endommagement [52,79–81]. Rhomany et al. [82] ont par exemple réalisé le suivi par EA d'un essai de traction effectué sur une fibre technique de lin. Ils ont obtenu des classes bien séparées selon l'amplitude des signaux pour les évènements correspondant à la séparation longitudinale des fibres élémentaires, aux fissures transverses des fibres ainsi qu'à leur rupture complète. Certains auteurs réalisent aussi des essais sur des échantillons de matrice pure afin de caractériser l'endommagement relatif à celle-ci. Il est ainsi possible d'identifier par exemple les évènements de fissuration matricielle ou le frottement matrice/matrice [83]. A l'échelle du composite, les mécanismes d'endommagement les plus souvent étudiés sont la fissuration matricielle, les décohésions d'interface fibre/matrice, le délaminage et les ruptures de fibre. Malgré un nombre croissant d'études multiparamétriques, l'amplitude des signaux reste le paramètre le plus souvent utilisé pour décrire ou pour représenter les classes d'évènements obtenues. Ainsi, les amplitudes comprises entre 40 et 60 dB sont couramment attribués à la fissuration de la matrice. Les décohésions d'interface fibre/matrice sont souvent corrélées à des signaux d'amplitude comprise entre 45 et 70 dB. Les valeurs des bornes de ces intervalles dépendent bien entendu du type de renfort et de matrice considérés. Certains phénomènes de frottement (matrice/matrice ou fibre/matrice) sont la plupart du temps ignorés ou inclus dans les catégories précédentes. Toutefois, Aslan et al. [84] ont proposé une classification de ces phénomènes dans le cas d'un composite Lin/LPET. Par la suite, les évènements présentant les amplitudes et les énergies les plus élevées sont généralement attribuées aux ruptures de fibres. Ces évènements apparaissent peu de temps avant la rupture totale de l'éprouvette. Pour les composites stratifiés, il est parfois possible d'attribuer une classe d'évènements acoustiques au délaminage [85]. Toutefois, ce mode de rupture est un phénomène global incluant beaucoup d'autres évènements tels que l'amorçage ou la propagation de fissures ou encore des frottements. Les autres mécanismes d'en-

5. SHM : Structural Health Monitoring

Endommagement	Matériau	Caractéristiques	Référence
Fissuration matricielle	Lin/LPET	Amplitude [40-50]dB	[84]
	Birch/PP	Amplitude [35-45]dB Durée [1-80]ms	[83]
	Chanvre/PP	Amplitude [40-60]dB	[80]
	Lin/Epoxy	Amplitude [42-60]dB	[81]
Frottement matrice/matrice	Lin/LPET	Amplitude [40-55]dB	[84]
	Lin/LPET	Durée [20-120]ms	
Décohésion d'interface fibre/matrice	Lin/LPET	Amplitude [45-60]dB	[84]
	Chanvre/PP	Amplitude [45-60]dB Durée [50-200]ms	[80]
	Lin/Epoxy	Amplitude [60-70]dB	[81]
Frottement fibre/matrice	Lin/LPET	Amplitude [55-85]dB Durée [100-600]ms	[84]
Séparation longitudinale de fibres unitaires	Fibre de lin	Amplitude <35dB	[82]
Déchaussement de fibre	Lin/LPET	Amplitude [60-80]dB	[84]
Fissuration de fibre	Fibre de lin	Amplitude [35-60]dB	[82]
Rupture de fibre	Fibre de lin	Amplitude >60dB	[82]
	Lin/LPET	Amplitude [80-96]dB	[80]
	Chanvre/PP	Amplitude [85-95]dB	[80]
	Lin/Epoxy	Amplitude [70-100]dB	[81]

TABLE 3.3 – Caractéristiques acoustiques des principaux mécanismes d'endommagement pour des éco-composites

dommagement, tel que les déchaussement de fibres, sont plus rarement cités dans la littérature [84]. Ils sont en effet plus difficiles à isoler des autres, rendant ainsi leur corrélation avec une classe d'évènements acoustiques plus délicate. Le [tableau 3.3](#) synthétise les principales propriétés acoustiques de ces différents mécanismes d'endommagement issues de la littérature.

3.4.2 Protocole expérimental

3.4.2.1 Suivi des essais de traction par émission acoustique

Pour étudier l'endommagement du composite Lin/Elium, les essais mécaniques décrits précédemment ont été répétés avec un suivi par émission acoustique. Le dispositif utilisé est présenté sur la [figure 3.21](#). Les éprouvettes ont été instrumentées par deux capteurs piézoélectriques ayant une bande passante de 100 kHz à 1 MHz, fournis par la société Mistras. Un gel de couplage a été utilisé pour permettre la propagation des signaux acoustiques du matériau vers les capteurs. Ceux-ci ont été positionnés et plaqués sur l'éprouvette au moyen de pinces de maintien. Le capteur de déformation (extensomètre) n'as pas toujours été utilisés afin d'éviter l'introduction de signaux indésirables. Les évènements acoustiques ont été enregistrés pendant l'essai avec une fréquence d'acquisition de 5 MHz. Suite à des essais préliminaires, tous les signaux possédant une amplitude inférieure à 38 dB ont été filtrés pour éviter les bruits parasites extérieures.

De plus, les paramètres d'acquisition ont été définis avec les valeurs suivantes : PDT (Pic Definition Time)= $50 \mu s$, HDT (Hit Definition Time)= $100 \mu s$ et HLT (Hit Lock-out Time)= $200 \mu s$. Ces paramètres sont importants pour définir les fenêtres temporelles d'acquisition des signaux. Le paramètre PDT permet la détermination du temps du pic d'amplitude d'un signal. Un PDT trop court pourrait avoir pour conséquence une estimation du temps de montée trop faible. Le paramètre HDT permet de déterminer la fin d'une salve et d'éviter d'envelopper deux salves rapprochées. Enfin, le paramètre HLT crée un temps mort à la fin de l'enregistrement d'une salve permettant d'ignorer entre autre les réflexions de cette salve [86]. Deux pré-amplificateurs de gain 40 dB ont été utilisés. L'acquisition a été réalisée via le logiciel AE-Win. De plus, des essais de "cassé de mine" ont été effectués avant chaque essai pour s'assurer du bon fonctionnement de la chaîne d'acquisition et la bonne définition des paramètres d'acquisition.

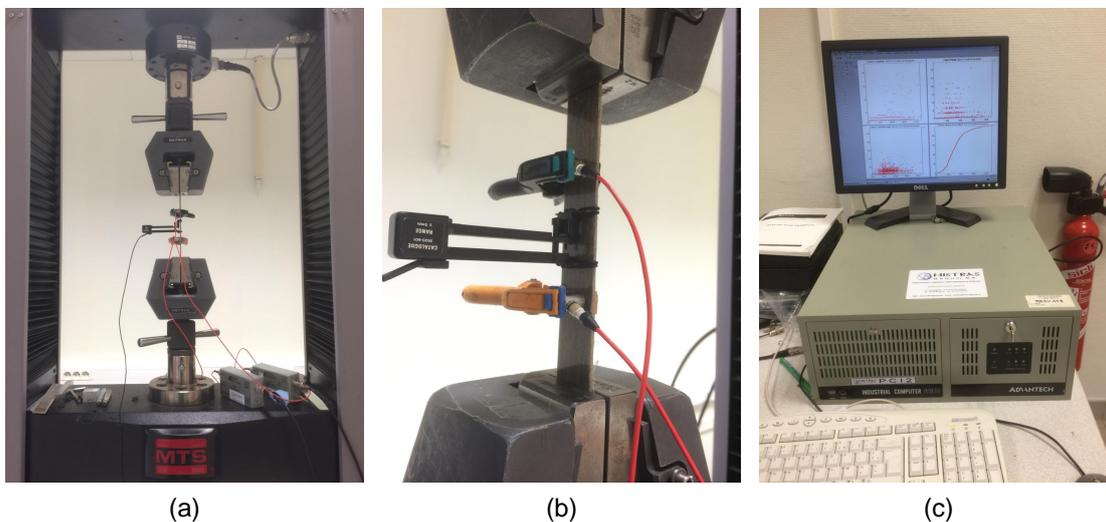


FIGURE 3.21 – Dispositif d'essais et de suivi par émission acoustique. a) Machine de traction avec éprouvette instrumentée, b) positionnement des capteurs d'EA et de l'extensomètre et c) système d'acquisition et de traitement des données d'EA

3.4.2.2 Méthodologie de classification et d'analyse

A l'issue des essais, les données d'EA ont été traitées avec le logiciel NOESIS ainsi que via une procédure d'analyse développée sous MATLAB. Suite à des essais préliminaires réalisés au laboratoire [81] et afin d'obtenir une classification répétable, cinq classificateurs temporels ont été retenus pour le traitement : l'amplitude, le temps de montée, la durée, l'énergie du signal, ainsi que le nombre de coups au pic. Ces paramètres sont illustrés sur la [figure 3.22](#).

Pour la classification non supervisée, l'algorithme des k-moyens a été utilisé [87]. Cet algorithme tend à séparer une population de n évènements en un nombre optimal de k classes. Chaque évènement appartient à la classe présentant les propriétés moyennes les plus proches selon les différents paramètres de classification choisis. Dans un premier

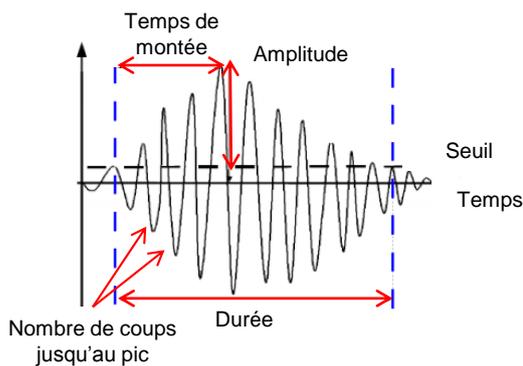


FIGURE 3.22 – Définition des paramètres temporels de classification

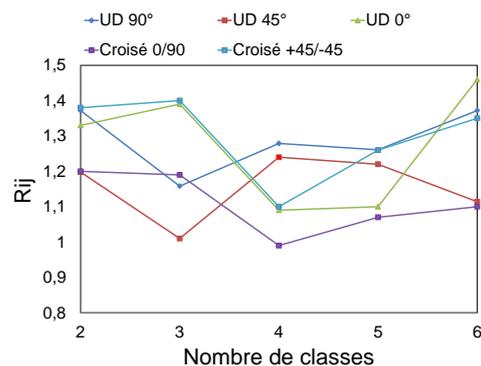


FIGURE 3.23 – Recherche du nombre de classes minimisant le critère $R_{ij}(D\&B)$

temps, les données ont été centrées et réduites pour pouvoir être comparées malgré les différentes d'unités. Pour ce faire, la transformation suivante a été appliquée à l'ensemble des signaux :

$$\forall i \in \Omega_p, p \in \Delta : z_i = \frac{x_i - m_{x_p}}{\sigma_{x_p}} \quad (3.6)$$

où x_i correspond à l'évènement i de l'ensemble de données Ω_p , relatif au classificateur p , m_{x_p} et σ_{x_p} sont respectivement la moyenne et l'écart type de Ω_p et Δ est l'ensemble des classificateurs choisis.

Une fois les données normalisées, l'algorithme des k-moyens peut alors être appliqué. Un partitionnement initial aléatoire, ainsi qu'une distance Euclidienne ont été choisis [87, 88]. L'algorithme a ensuite été appliqué plusieurs fois par séquences de 1000 itérations, en faisant varier le nombre de classe entre 2 et 7. A chaque étape, le coefficient de Davies et Bouldin [89] a été calculé par :

$$R_{ij}(D\&B) = \frac{1}{k} \sum_{i=1}^n \max_i \left(\frac{d_i + d_j}{d_{ij}} \right) \quad (3.7)$$

avec k le nombre de classes imposé, d_i et d_j sont respectivement les distances moyennes dans les classes i et j et d_{ij} la distance moyenne entre les classes i et j . Par la suite, une valeur moyenne du coefficient $R_{ij}(D\&B)$ a été calculée pour toutes les valeurs de k imposées. Le nombre de classes de partitionnement optimal est alors celui qui minimise cette valeur. Cette recherche itérative est présentée en figure 3.23.

De plus, une variable globale de suivi de l'activité acoustique a été utilisée en complément de l'approche par classification non supervisée. Il s'agit de la "Sentry Fonction" (SF) [90–92]. Cette fonction est définie par :

$$f(x) = \ln \left(\frac{E_s(x)}{E_a(x)} \right) \quad (3.8)$$

où E_s et E_a sont respectivement l'énergie de déformation et l'énergie acoustique cumulée, par rapport à la variable x (généralement le déplacement ou la déformation). Elle permet ainsi de considérer simultanément le comportement mécanique et acoustique du matériau. Usuellement, ce sont les variations de cette fonction qui sont étudiées. On peut en effet distinguer 5 phases principales de comportement, présentées en figure 3.24. Une allure croissante (notée PI) correspond à une phase de stockage de l'énergie mécanique. Par la suite, lorsqu'un mécanisme d'endommagement significatif a lieu, une partie de l'énergie mécanique est soudainement convertie en énergie acoustique, provoquant ainsi une discontinuité dans la courbe de la SF visible comme une phase PII. Si l'éprouvette n'est pas totalement rompue une nouvelle phase PI peut être observée, mais avec une pente plus faible que la précédente. Ainsi, à mesure que l'endommagement s'accumule dans le matériau, les pentes des phases PI diminuent jusqu'à devenir nulles (PIII) voire négatives (PIV). A ce moment là, le matériau a quasiment perdu sa capacité à stocker l'énergie mécanique et/ou l'activité acoustique devient prépondérante. Parfois, un changement de pente BU peut être observé, témoignant généralement de la présence de mécanismes rigidifiants.

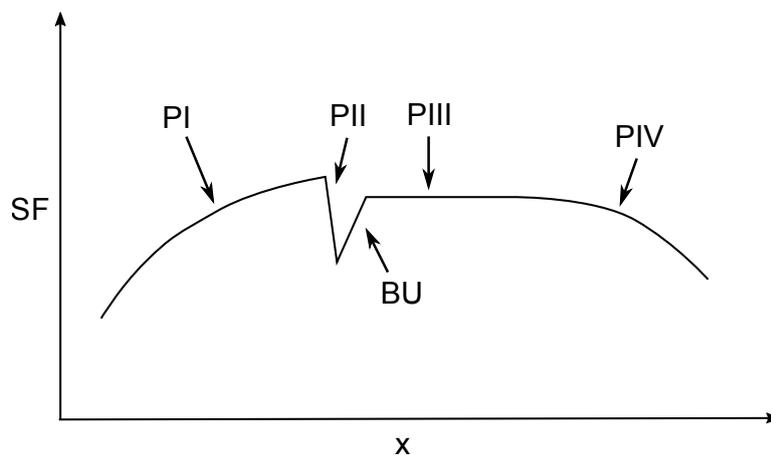


FIGURE 3.24 – Allures possibles de la Sentry Fonction

3.4.3 Résultats de la classification

Suite à la classification décrite précédemment, 3 ou 4 classes d'évènements acoustiques ont été identifiées selon le type d'éprouvette analysé. Cette section décrit les résultats obtenus en analysant ces classes dans le plan amplitude/temps. De plus, la chronologie et l'évolution des différentes classes sont étudiées au moyen du suivi du nombre de coups cumulés en fonction du temps. Afin de se rendre compte de la séparation ou du chevauchement éventuel des différentes classes, les données d'EA sont projetées dans le plan porté par les deux composantes principales de plus fort poids. Cette analyse en composantes principales (ACP) permet de réduire l'espace des données étudiées à un plan, en effectuant une projection permettant de conserver au maximum

la variance [93]. Enfin, les courbes de la Sentry Fonction sont analysées et comparées avec les courbes de la charge.

Les différents types d'éprouvettes testées ont été choisis dans le but de privilégier des mécanismes de rupture particuliers dans certaines configurations, afin de faciliter leur identification parmi les données d'EA. Du fait de l'absence de fibres dans l'axe de chargement, les éprouvettes UD-90 et UD-45 ont été utilisées pour mettre en évidence les mécanismes de fissuration matricielle et de décohésion d'interface. Par la suite, les éprouvettes UD-0 et CR-(0/90) doivent permettre d'identifier les ruptures de fibres. Enfin, les éprouvettes CR-(+45/-45) ont été utilisées pour mettre en avant le délaminage.

3.4.3.1 Analyse des composites UD-90 et UD-45

Les figures [figure 3.25](#) et [3.26](#) donnent respectivement les résultats de la classification obtenus au cours des essais des deux composites UD-90 et UD-45. Elles présentent les distributions de l'amplitude en fonction du temps (a), la chronologie d'apparition des classes (b), l'analyse en composantes principales (c) et enfin l'allure de la Sentry Fonction en figure (d). Pour ces deux types d'éprouvettes, trois classes d'évènements ont été obtenues. Les classes notées A et B apparaissent simultanément très tôt au cours de l'essai. Si la classe A est prépondérante, les deux évoluent de la même manière jusqu'à la moitié de l'essai environ. Par la suite, les premiers évènements de la classe C sont détectés. La rupture totale de l'éprouvette a lieu peu de temps après l'apparition de ces évènements, qui provoque une légère accélération des mécanismes des classes A et B en fin d'essai. Les Sentry Fonctions présentées en [figure 3.25.d](#) et [3.26.d](#) montrent dans les deux cas une allure globalement décroissante. L'aspect en dents de scie semble confirmer l'hypothèse d'une succession de multiples évènements de fissuration et/ou de rupture. Du fait des caractéristiques d'amplitude des classes A et B comparées aux données de la littérature présentées dans le [tableau 3.3](#), on peut alors présupposer que ces classes peuvent être attribuées aux évènements de fissuration matricielle et de décohésion d'interface, ces deux mécanismes étant privilégiés par la configuration des éprouvettes. La classe C reste non identifiée, toutefois la rupture de fibre reste peu probable du fait du mode de sollicitation hors axe. En revanche, le phénomène de déchaussement de fibres peut être un candidat à cette classe, puisqu'il a été observé pour ces deux catégories d'éprouvettes.

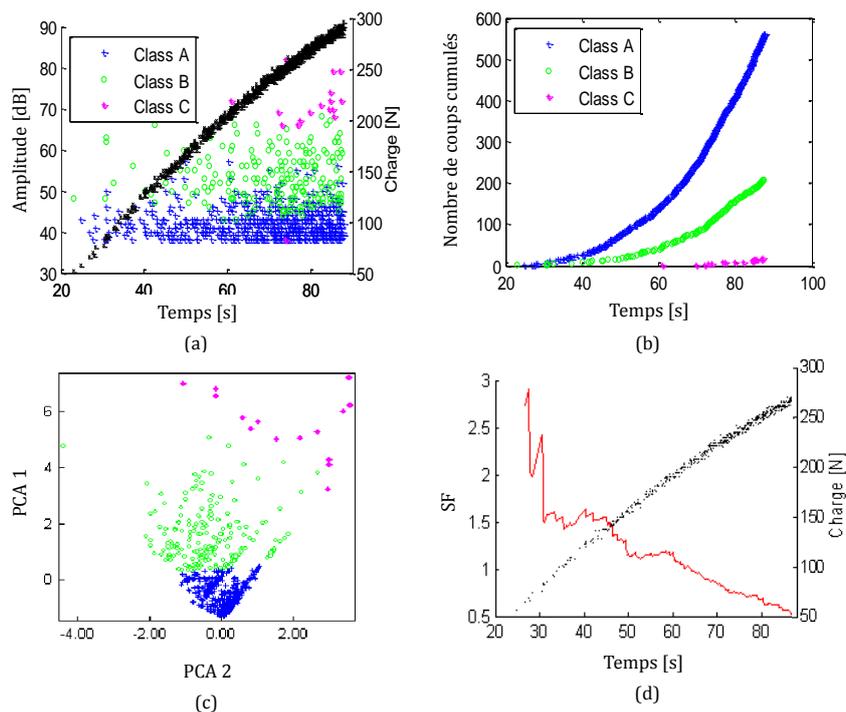


FIGURE 3.25 – Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette UD-90. a) représentation des évènements en Amplitude/Temps, b) chronologie d'apparition et évolution des classes, c) analyse en composantes principales et d) allure de la Sentry Fonction

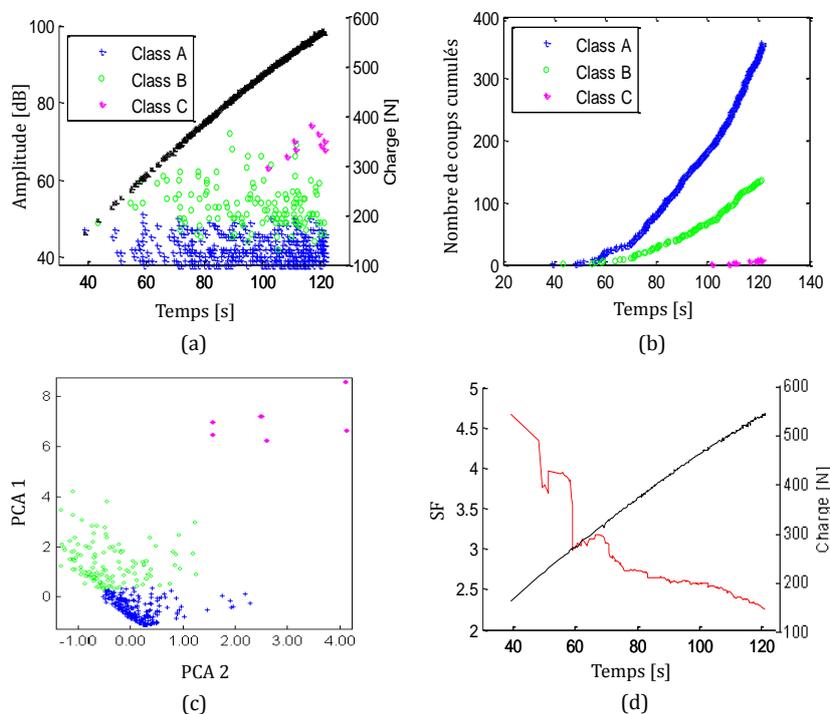


FIGURE 3.26 – Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette UD-45. a) représentation des évènements en Amplitude/Temps, b) chronologie d'apparition et évolution des classes, c) analyse en composantes principales et d) allure de la Sentry Fonction

3.4.3.2 Analyse des composites UD-0 et CR-(0/90)

Par la suite, les données obtenues pour les éprouvettes UD-0 et CR-(0/90) ont été analysées. Les résultats de la classification sont donnés sur la [figure 3.6](#) pour le composite UD-0 et sur la [figure 3.10](#) pour le composite stratifié CR-(0/90). Là encore, deux classes notées A et B et présentant des caractéristiques d'amplitude proche des précédentes apparaissent simultanément. On remarque que ces événements débutent au niveau du "coude" marquant la fin du domaine linéaire sur la courbe charge/temps. Ainsi, ces données confirment l'apparition des premiers mécanismes d'endommagement au niveau de cette première non linéarité. Par la suite, on retrouve une troisième classe notée C qui semble plus importante que pour les deux éprouvettes précédentes. A noter que les premiers événements appartenant à cette classe apparaissent à la moitié de l'essai environ, après le point d'inflexion mentionné précédemment, visible sur les courbes contraintes déformations ([figure 3.6](#) et [3.10](#)) de ces deux éprouvettes. Enfin, une quatrième classe d'événements notée D est détectée en fin d'essai. Ces événements présentent des amplitudes et des énergies élevées et surviennent très peu de temps avant la rupture complète de l'éprouvette. Cette classe peut alors être attribuée à la rupture des fibres. L'analyse de l'évolution du nombre d'événements au cours du temps montre une évolution régulière en début d'essai pour les deux types de composites, puis une augmentation très rapide du nombre d'événements de chaque classe dès l'apparition de la classe D. Enfin, l'analyse de la Sentry Fonction montre une première phase décroissante amorcée par le passage du "coude" de la courbe charge/temps. Par la suite, les mécanismes de fissuration continuent, comme en témoigne l'allure très discontinue de la courbe de la SF pour l'UD-0, mais la SF devient globalement croissante. Cette variation semble correspondre à la rigidification observée sur la courbe charge/temps. Enfin, presque conjointement à l'apparition des événements des classes C, puis D, la Sentry Fonction atteint son maximum puis devient décroissante, preuve d'une augmentation importante de l'activité acoustique associée à une perte de capacité du matériau à stocker l'énergie mécanique. La rupture complète de l'éprouvette intervient peu de temps après.

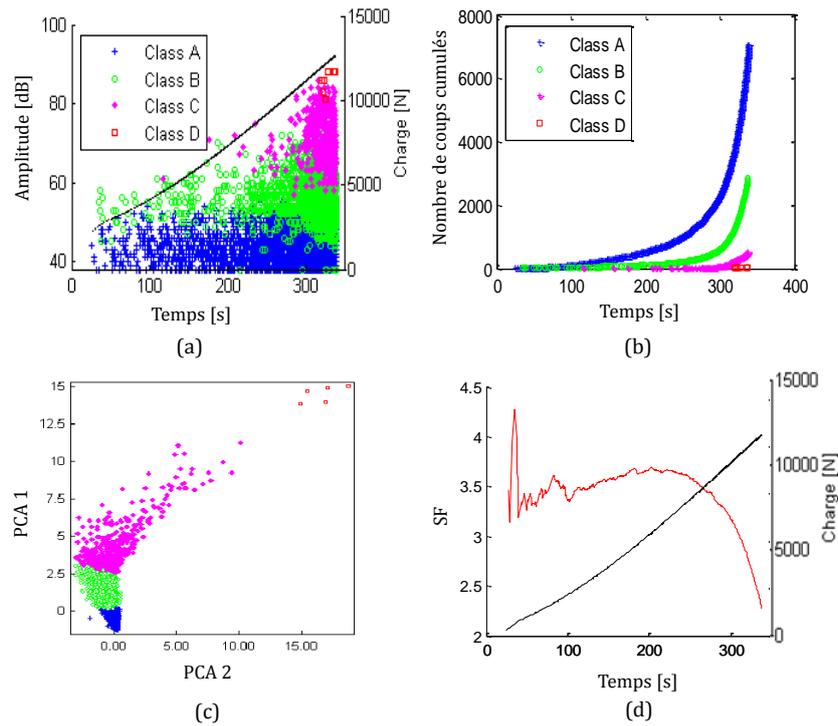


FIGURE 3.27 – Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette UD-o. a) représentation des évènements en Amplitude/Temps, b) chronologie d'apparition et évolution des classes, c) analyse en composantes principales et d) allure de la Sentry Fonction

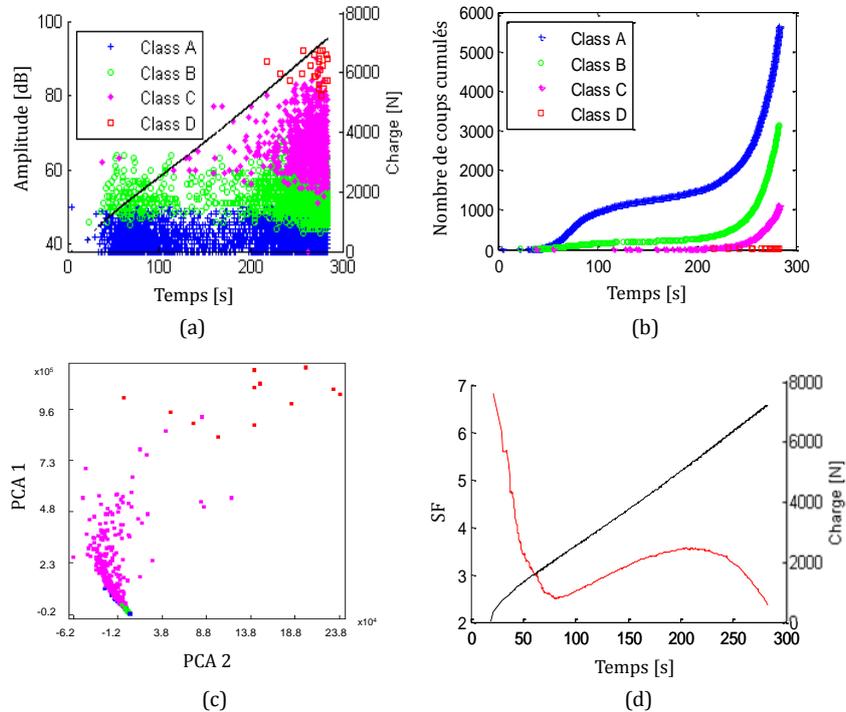


FIGURE 3.28 – Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette CR-(o/90). a) représentation des évènements en Amplitude/Temps, b) chronologie d'apparition et évolution des classes, c) analyse en composantes principales et d) allure de la Sentry Fonction

3.4.3.3 Analyse des composites CR-(+45/-45)

Enfin, la dernière catégorie d'éprouvette a été analysée. Les résultats de la classification sont présentés sur la [figure 3.29](#). L'apparition des classes d'évènements et leur évolution sont très différentes des cas précédents. Si les classes A et B apparaissent là encore les premières, la classe C survient ensuite très rapidement et le nombre d'évènement la constituant devient très important. Quelques évènements de classe D sont détectés tout au long de l'essai, mais n'entraînent pas directement la rupture de l'éprouvette. L'analyse de l'évolution du nombre de coups cumulés en fonction du temps montre une évolution presque linéaire du nombre d'évènements pour toutes les classes, jusqu'à la rupture de l'éprouvette. De plus, la Sentry Fonction est globalement décroissante pendant toute la durée de l'essai, du fait d'une activité acoustique très importante. On distingue toutefois une allure en dents de scie sur un intervalle de déformation correspondant à l'existence des classes A et B uniquement.

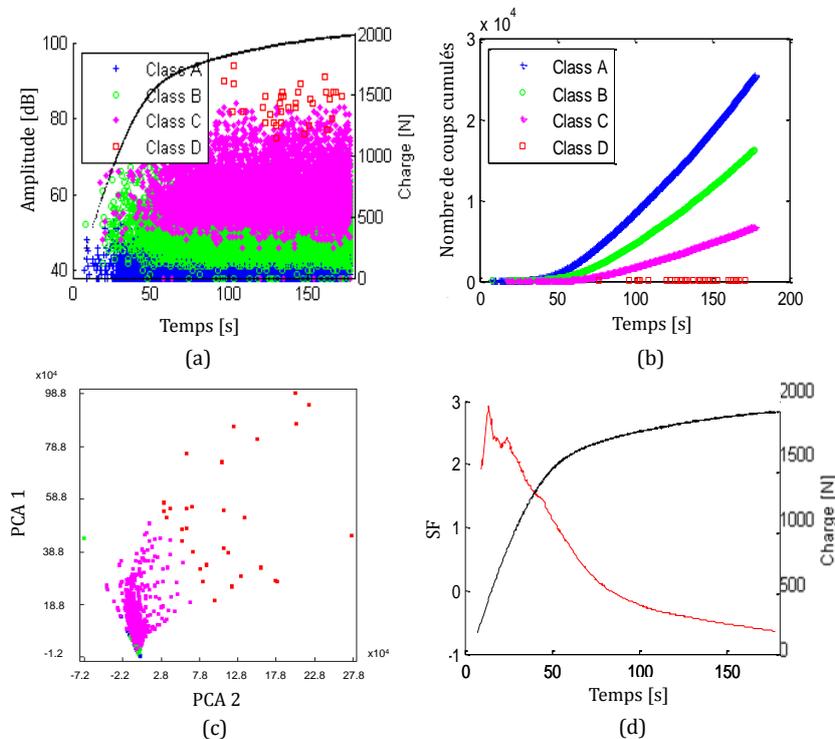


FIGURE 3.29 – Analyse des données d'émission acoustique pour une éprouvette CR-(+45/-45). a) représentation des évènements en Amplitude/Temps, b) chronologie d'apparition et évolution des classes, c) analyse en composantes principales et d) allure de la Sentry Fonction

3.4.4 Synthèse et discussion

3.4.4.1 Caractéristiques des classes obtenues

Les caractéristiques moyennes des quatre classes d'EA obtenues ont été comparées pour les cinq catégories d'éprouvettes considérées (UD-90, UD-45, UD-0, CR-(0/90) et CR-(+45/-45)) et pour les cinq descripteurs choisis. Les résultats sont présentés sur la

figure 3.30. La représentation en "toile d'araignée" permet, selon les formes obtenues, d'identifier rapidement les signatures acoustiques des différentes classes [94]. On remarque que les signatures acoustiques des quatre classes sont très semblables d'une éprouvette à l'autre. On peut ainsi supposer que la classe A obtenue dans une configuration donnée correspond à la classe A obtenue dans une autre. Ce point est particulièrement important pour pouvoir attribuer des mécanismes d'endommagement aux classes d'évènements. Toutefois, si les signatures des classes A, B et D sont significativement différentes, la classe C apparaît relativement semblable à la classe D. L'énergie des signaux est alors le principal élément séparateur, ceux de la classe D étant les plus énergétiques.

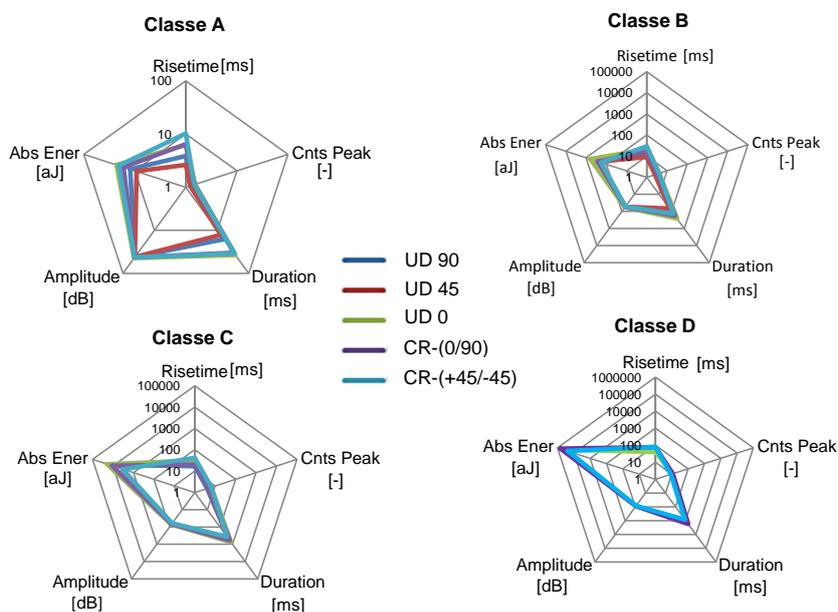


FIGURE 3.30 – Caractéristiques moyennes des quatre classes obtenues

Par la suite, les distributions des propriétés des quatre classes obtenues ont aussi été comparées. Les résultats sont présentés sous forme de diagramme à moustache sur la figure 3.31. Ces diagrammes représentent l'étendue des propriétés des évènements d'EA. Les barres des boîtes centrales représentent de haut en bas le premier quartile, la médiane et le troisième quartile de la distribution. Les pattes des diagrammes indiquent les valeurs extrêmes des propriétés. Les distributions des signaux des différentes classes pour les cinq catégories d'éprouvettes et pour les cinq classificateurs choisis ont ainsi été représentés. On constate une bonne similitude des distributions des classes A, B et D dans toutes les configurations. Cependant, malgré des propriétés moyennes très proches, les distributions de la classe C peuvent différer significativement d'une configuration d'éprouvette à l'autre. Des valeurs extrêmes importantes sont aussi détectées en énergie. Ce constat laisse à penser que du fait des différences de conditions de chargement dans les diverses configurations, la classe C ne représente pas nécessairement les mêmes mécanismes d'endommagement.

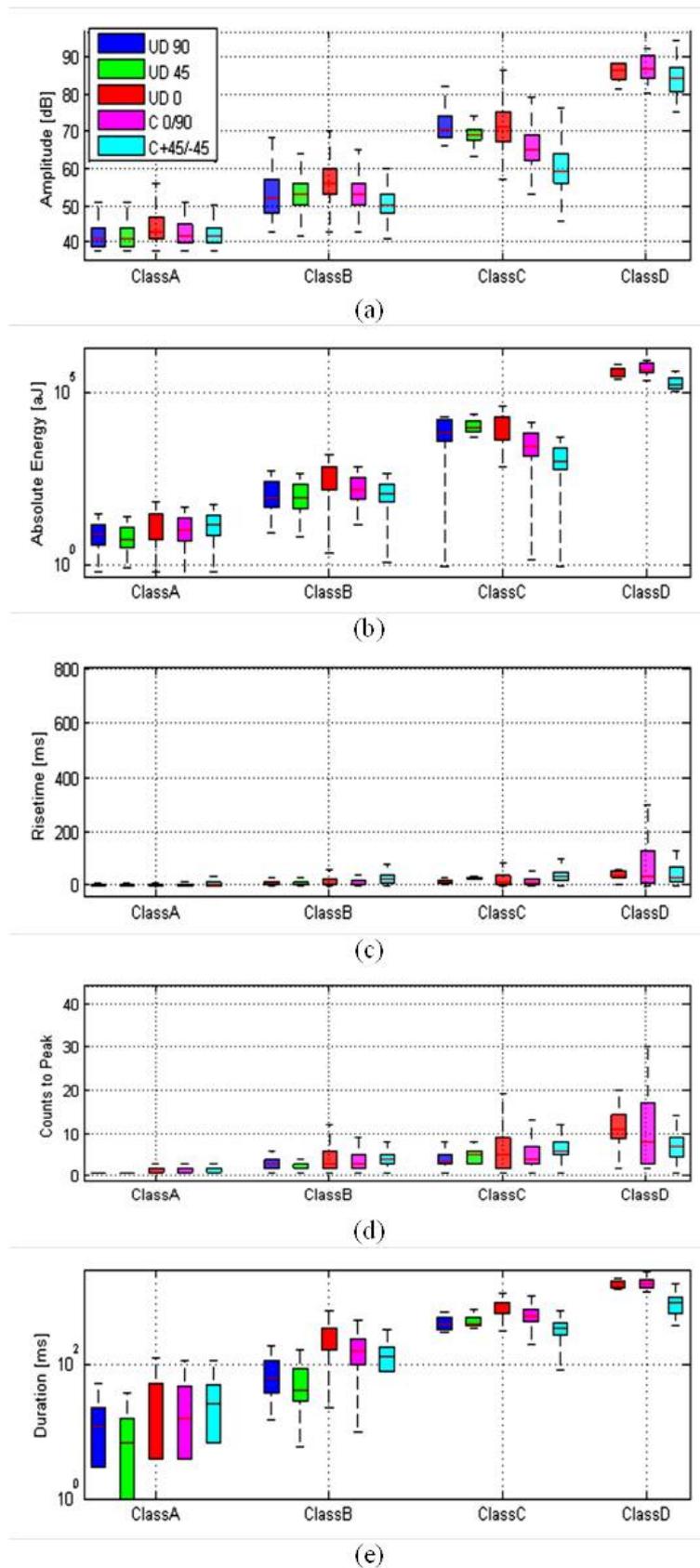


FIGURE 3.31 – Distributions des propriétés des quatre classes d'EA : a) Amplitude, b) Energie, c) Temps de montée, d) Nombre de coups au pic et d) Durée.

3.4.4.2 Proposition d'attribution des classe d'EA aux mécanismes d'endommagement

En synthétisant les différentes analyses effectuées précédemment, il est possible de proposer une attribution de mécanismes d'endommagement aux différentes classes d'EA obtenues. Quelle que soit la configuration d'éprouvette, les classes A et B apparaissent simultanément à la fin du domaine élastique linéaire. Les configurations UD-90 et UD-45 privilégiant les mécanismes de fissuration matricielle et de décohésion d'interface fibre/matrice, on peut supposer que ces deux mécanismes peuvent être attribuées à ces deux classes. Cette hypothèse semble confirmée par les analyses microscopiques effectuées sur l'éprouvette UD-0 sollicitée jusqu'à la moitié de la charge à rupture. Les observations microscopiques de ce spécimen montrent une augmentation du nombre de fissures dans la matrice et d'interfaces rompues. D'autre part, la classe A présente une amplitude et une énergie inférieure à celle de la classe B, ainsi qu'une durée et un temps de montée plus long. Ces données permettent souvent d'après la littérature de distinguer la fissuration matricielle de la décohésion. Par conséquent, on peut attribuer la classe A aux mécanismes de fissuration de la matrice et la classe B aux décohésions interfaciales.

La classe C présente des propriétés relativement dispersées selon les configurations d'éprouvettes. Par conséquent, il semble difficile de lui attribuer un mécanisme d'endommagement unique. Toutefois, compte tenu des observations micro et macroscopiques réalisées, on peut proposer l'attribution suivante. Pour les éprouvettes UD-90 et UD-45, cette classe peut correspondre au déchaussement des fibres. De nombreuses fibres déchaussées peuvent en effet être observées sur les faciès de rupture de ces éprouvettes. C'est aussi le cas pour les spécimens UD-0 et CR-(0/90). La quantité importante de fibres déchaussées observées sur les fronts de rupture semble correspondre à l'augmentation du nombre d'évènements dans cette classe. Toutefois, l'augmentation importante de la classe C pour le spécimen CR-(+45/-45) peut aussi être attribuée au phénomène de délaminage très important dans cette configuration. Cependant, le délaminage et le déchaussement de fibres sont deux modes de rupture qui impliquent un grand nombre d'autres mécanismes d'endommagement, incluant des fissures et différents types de frottement. Ces modes "mixtes" sont alors plus difficiles à identifier et à isoler.

Enfin, la classe D est la plus marquée pour les spécimens UD-0 et CR-(0/90), contenant des fibres dans l'axe de la sollicitation. Ces évènements de grandes amplitudes et hautes énergies surviennent généralement peu de temps avant la rupture complète de l'éprouvette. Leur apparition coïncide aussi avec l'augmentation rapide du nombre d'évènements des autres classes. On peut ainsi supposer qu'ils sont produits par la rupture des fibres.

3.4.4.3 Comportement non linéaire et mécanismes d'endommagement

Suite à cette analyse des mécanismes d'endommagement, il est possible de revenir sur l'étude du comportement non linéaire du composite UD-o présenté au [paragraphe 3.2.2.1](#). Tout d'abord, l'apparition des premiers mécanismes d'endommagement correspond bien au "coude" de la courbe contrainte/déformation observée au début de l'essai. Cette baisse de rigidité marque donc bien la fin du domaine élastique linéaire, malgré un caractère en partie réversible détecté lors des essais cyclés. Même si certains faisceaux de fibres sont initialement désolidarisés de la matrice du fait de la présence de résidus de la tige empêchant une adhésion correcte, le nombre de fissures matricielles, de décohésions d'interfaces et de séparations longitudinales des fibres élémentaires dans les faisceaux augmente une fois le coude passé. Ces résultats sont confirmés par les analyses microscopiques de sections d'éprouvettes saines et partiellement sollicitées présentées au [paragraphe 3.3.2.1](#). Pourtant, les fibres élémentaires semblent mieux adhérer. Un transfert de charge suffisant peut donc avoir lieu pour que certaines non-linéarités de comportement des fibres, et notamment le redressement des microfibrilles de cellulose, puissent être observables à l'échelle du composite. D'autre part, compte tenu des ruptures d'interfaces fibres techniques/matrice, on peut envisager une certaine quantité de réalignement macroscopique des fibres initialement désorientées. En effet, lors de la mise en oeuvre, leur alignement n'est pas vérifié avec une très grande précision. De plus, aucune tension préalable n'a été appliquée sur les fibres - certaines peuvent alors avoir été imprégnées légèrement détendues. De plus, du fait des ruptures longitudinales observées des fibres élémentaires dans les faisceaux, une certaine mobilité des fibres unitaires mal imprégnées de matrice pourrait aussi avoir des effets visibles à l'échelle du composite. Toutefois, ces deux dernières hypothèses doivent être vérifiées au moyens d'essais expérimentaux complémentaires.

CONCLUSION

Le comportement mécanique du composite Lin/Elium a été étudié grâce à différents moyens. Ses propriétés physiques générales ont d'abord été analysées, ainsi que ses caractéristiques microstructurelles. Par la suite, des essais de traction quasi-statiques monotones et cyclés ont été effectués sur des éprouvettes ayant différentes séquences d'empilement. Ces essais ont été suivis par émission acoustique afin de détecter et de suivre l'évolution des principaux mécanismes d'endommagement. Une approche de classification non supervisée par la méthode des "k-moyens" utilisant 5 descripteurs temporels de signaux a été utilisée, ainsi qu'un suivi de l'évolution des énergies acoustiques et mécaniques au moyen d'une fonction globale appelée Sentry Fonction. Conjointement, des analyses macro et microscopiques ont été menées sur des éprouvettes partiellement sollicitées ainsi que sur des faciès de rupture, afin d'identifier les mécanismes d'endommagement ayant eu lieu. Enfin, ces données ont été rassemblées et synthétisées pour

proposer une attribution de phénomènes d'endommagement aux classes d'EA obtenues.

Les différents essais réalisés ont mis en évidence les bonnes propriétés spécifiques du composite Lin/Elium. Son utilisation semble alors tout à fait envisageable pour des applications utilisant actuellement des composites renforcés de fibres de verre. D'autre part, les mécanismes de fissuration matricielle, de décohésion d'interface, de déchaussement de fibres, de délaminage et de rupture de fibres ont été identifiés et caractérisés par leurs propriétés acoustiques. De plus, ces différentes études ont mis en évidence un comportement non linéaire en traction. En effet, une première baisse de rigidité peut être détectée sur les courbes contrainte/déformation à l'issue d'un domaine élastique linéaire relativement court. Ce "coude" peut être attribué d'une part à l'apparition des fissures matricielles et de décohésions d'interfaces fibre/matrice qui apparaissent simultanément, et d'autre part à des non linéarités à l'échelle du renfort, dues entre autres au comportement viscoélastoplastique des constituants des fibres (cellulose, hemicellulose, lignine, etc.). Par la suite, un point d'inflexion marquant une légère rigidification peut être observé sur les courbes contrainte/déformation. Une telle rigidification peut être expliquée par la réorientation progressive et partiellement irréversible des microfibrilles de cellulose. Ce phénomène peut en effet être visible à l'échelle du composite du fait de l'existence d'interfaces correctes entre la matrice et les fibres élémentaires, assurant ainsi une bonne transmission des efforts. D'autre part, un réaligement macroscopique des renforts peut avoir lieu - cette dernière hypothèse nécessitant une vérification expérimentale. Ces différents aspects sont à prendre en compte dans la réalisation de structures plus complexes, notamment des sandwichs utilisant le composite Lin/Elium en peaux.

CARACTÉRISATION QUASI-STATIQUE DES POUTRES SANDWICHES

4

SOMMAIRE

4.1	INTRODUCTION	87
4.2	CARACTÉRISATION DE L'INTERFACE PEAU/ÂME	87
4.2.1	Dispositif expérimental	87
4.2.2	Résistance de l'interface	88
4.3	COMPORTEMENT EN FLEXION QUASI-STATIQUE	91
4.3.1	Protocole expérimental	91
4.3.2	Résultats des essais de flexion	93
4.4	ÉTUDE DU COMPORTEMENT ÉLASTIQUE	95
4.4.1	Détermination des rigidités équivalentes	95
4.4.2	Propriétés des constituants	97
4.4.3	Influence de l'épaisseur de l'âme	98
4.5	IDENTIFICATION ET PRÉDICTION DES MODES DE RUPTURE	99
4.5.1	Influence de la distance entre appuis	100
4.5.2	Détermination analytique des modes de rupture	106
	CONCLUSION	111

Ce chapitre présente les résultats d'une étude expérimentale de caractérisation quasi-statique de poutres sandwiches à peaux en composite Lin/Elium et à âme en balsa. Tout d'abord, une analyse de la résistance de l'interface entre les peaux et l'âme du sandwich est réalisée afin de confirmer la bonne qualité mécanique de cette interface. En effet, les propriétés mécaniques globales des sandwichs dépendent fortement de la liaison entre les peaux et l'âme. Par la suite, une étude du comportement des poutres sandwiches en flexion est réalisée. Il s'agit en effet d'un des principaux modes de sollicitation de ce type de structure. Deux configurations différentes ont été étudiées, l'une avec des peaux constituées de plis unidirectionnels et l'autre avec des peaux stratifiées de séquence d'empilement du type $[0/90]_s$. Leurs propriétés élastiques ont été comparées et les propriétés principales de leurs constituants (peaux et âme) ont pu être vérifiées. De plus, une étude expérimentale des modes de rupture a été menée dans différentes configurations de chargement, privilégiant soit la flexion pure des poutres, soit le cisaillement de l'âme. Conjointement, une étude analytique de la rupture a été réalisée, dans le but de construire une carte des modes de rupture observables en flexion en fonction des caractéristiques des constituants et des conditions aux limites des essais.

4.1 INTRODUCTION

Le flexion est un des principaux modes de sollicitation des matériaux sandwichs. En effet, ceux-ci sont couramment utilisés pour des applications de type cloison ou plancher. La conception de ces structures, avec une âme légère entre deux peaux composites, vise d'ailleurs à augmenter les propriétés de rigidité et de résistance en flexion avec un impact minimal sur la masse globale. Les différents matériaux constitutifs des sandwichs ayant été étudiés dans les chapitres précédents (résine Elium, âme en balsa, peaux composites), une analyse du comportement mécanique des poutres sandwiches Lin/Elium/Balsa peut maintenant être envisagée. Ainsi, dans un premier temps, ce chapitre présente une étude de la résistance de l'interface entre les peaux et l'âme. En effet, les propriétés mécaniques globales des sandwichs dépendent fortement de la qualité de cette interface. Dans un second temps, une étude expérimentale et analytique du comportement des poutres sandwiches en flexion est présentée.

4.2 CARACTÉRISATION DE L'INTERFACE PEAU/ÂME

Avant de caractériser le comportement en flexion des poutres sandwiches, une analyse expérimentale de la résistance de l'interface peau/âme a été réalisée. La qualité de cette interface, déterminante pour les propriétés mécaniques du sandwich, doit en effet être vérifiée.

4.2.1 Dispositif expérimental

Afin de quantifier la résistance de l'interface, des essais de traction perpendiculaire ont été réalisés selon la norme ASTM C297¹. Cet essai consiste à appliquer un effort normal de part et d'autre d'une éprouvette sandwich, perpendiculairement aux peaux, jusqu'à la rupture de l'échantillon. Pour réaliser cet essai, le dispositif présenté en [figure 4.1](#) a été utilisé. Des échantillons de sandwich d'une surface de 40 mm x 40 mm ont été préalablement découpés au moyen d'une scie à ruban. Pour tous les sandwichs, des peaux constituées de 4 plis de lin avec une séquence d'empilement de type $[0/90]_s$ ont été associées à une âme en balsa de 15,9 mm d'épaisseur. Deux types d'âme ont été utilisés, une première de masse volumique moyenne égale à 150 kg.m^{-3} et une seconde de masse volumique égale à 250 kg.m^{-3} , afin de se rendre compte de l'influence de la masse volumique du balsa sur la résistance de l'interface.

Les échantillons ont été fixés à deux supports au moyen d'une colle spécifique (ISO-BOND). Les deux supports, montés chacun en liaison pivot ayant des axes perpendiculaires, sont reliés à une machine de traction. Ce montage garantit un effort purement normal. La machine était équipée d'un capteur d'effort de 100 kN. Le déplacement relatif des deux peaux a été mesuré au moyen d'un capteur de déplacement (LVDT).

1. ASTM C297/297M-04 : Standard Test Method for Flatwise Tensile Strength of Sandwich Constructions

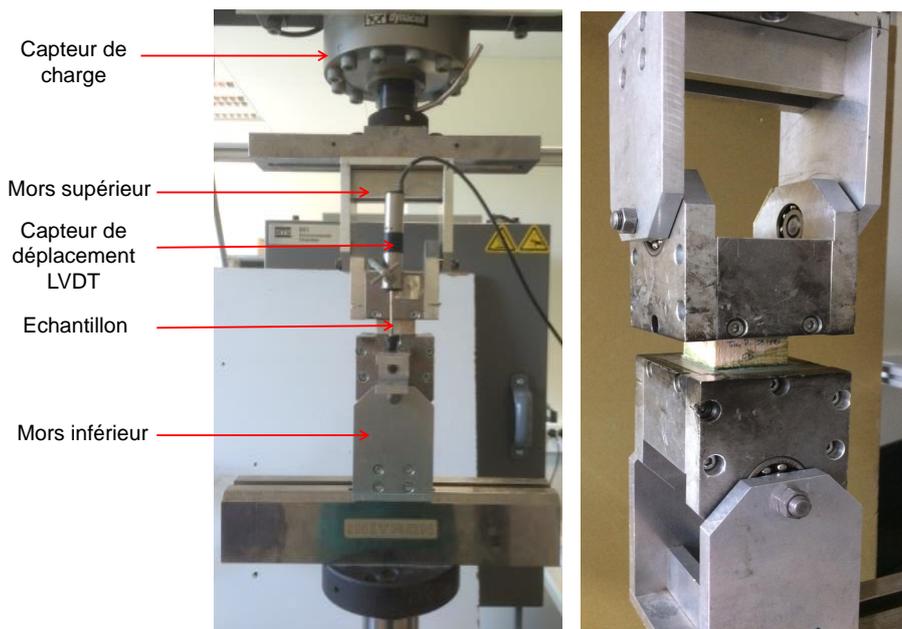
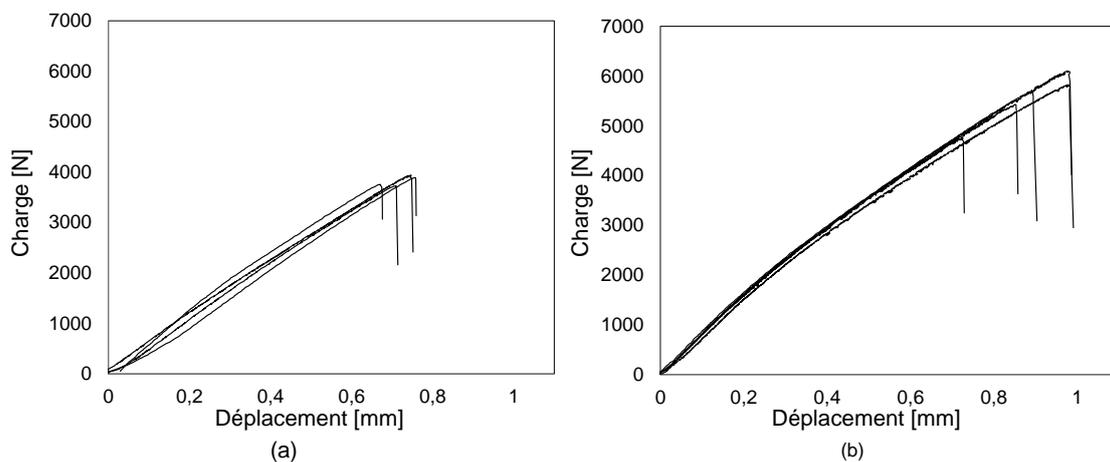


FIGURE 4.1 – Dispositif expérimental de traction perpendiculaire

4.2.2 Résistance de l'interface

Les courbes charge/déplacement ont été analysées ainsi que les modes de rupture des éprouvettes. La [figure 4.2](#) présente les courbes charge/déplacement des échantillons ayant une masse volumique nominale de $\rho=150 \text{ kg.m}^{-3}$ et $\rho=250 \text{ kg.m}^{-3}$.

FIGURE 4.2 – Courbes charge/déplacement en traction perpendiculaire pour des échantillons sandwichs avec une âme de masse volumique moyenne : a) 150 kg.m^{-3} et b) 250 kg.m^{-3}

Dans les deux cas, on peut noter un comportement élastique relativement peu dispersé pour les divers échantillons testés. Ce dernier est une combinaison des comportements élastiques du balsa, du composite et de la colle. Toutefois, les charges à la rupture apparaissent plus variables. En effet, on note un écart relatif compris entre 10 et 20% pour les deux catégories d'échantillons.

Pour tous les essais, la rupture des échantillons a été analysée. Seule la rupture de l'interface peau/âme a été considérée comme valide. Celle-ci est présentée sur la [figure 4.3.a](#). En effet, la rupture peut aussi avoir lieu dans l'âme en balsa, ce qui signifie que la résistance de l'âme en traction perpendiculaire est inférieure à celle de l'interface. Ce type de rupture n'a jamais été observée lors des essais compte tenu des bonnes propriétés mécaniques du balsa dans le sens des fibres. De même, les ruptures ayant eu lieu dans la colle à l'interface entre les peaux composites et le montage mécanique ont été ignorées. A noter qu'une faible proportion des échantillons ayant rompu à l'interface peau/âme ont montré des traces de délaminage partiel dans la peau située au niveau de l'interface rompue. Ce phénomène est présenté en [figure 4.3.b](#). Cependant, la décohésion de l'interface reste le mode de rupture prépondérant. Il est à noter que dans 100% des cas, la rupture a eu lieu à l'interface peau/âme ne comportant pas de tissus de maintien des blocs de balsa, mentionné au chapitre 2. Ce dernier semble en effet avoir un rôle de renforcement de l'interface, en créant des points d'ancrage mécanique supplémentaires.



FIGURE 4.3 – Mode de rupture observés : a) rupture d'interface peau/âme et b) délaminage de la peau

Pour les essais retenus, on peut expliquer la variabilité de la contrainte à la rupture mesurée par les variations de masse volumique dans les panneaux de balsa présentés au [paragraphe 2.4.3](#). En effet, la comparaison des contraintes à la rupture mesurées pour les deux types d'échantillons, présentée en [figure 4.4](#), montre clairement une variabilité importante de la masse volumique des échantillons sandwichs testés. Ces variations s'expliquent par le prélèvement local d'échantillons de petite taille dans des panneaux sandwichs de grandes dimensions. Elles peuvent expliquer la dispersion des contraintes à la rupture mesurées au sein de chaque catégorie. D'autre part, l'influence de la masse volumique de l'âme est clairement visible sur les résultats synthétisés en [figure 4.4](#) puisque les échantillons appartenant à la catégorie $\rho_a=250 \text{ kg.m}^{-3}$ présentent une résistance à la rupture de l'interface de près de 25% supérieure à la catégorie $\rho_a=150 \text{ kg.m}^{-3}$. Ainsi, l'adhésion peaux/âme est supérieure dans le cas des âmes les plus denses. Ce résultat n'est pas forcément intuitif. En effet, Le Duigou et al. [37], à travers une étude concernant un sandwich à peaux Lin/PLA et à âme balsa mis en oeuvre par thermocompression, ont mis en avant l'avantage de la descente d'une certaine quantité de matrice dans les

pores creux du balsa, multipliant ainsi le nombre de points d'ancrage mécanique contribuant à la résistance de l'interface. Or, moins le balsa est dense, plus les cellules de sa microstructure sont de grande taille, facilitant ainsi la pénétration de la matrice dans les pores et les cellules ouvertes. Cependant, du fait de l'utilisation d'une résine très fluide avec un procédé de mise en oeuvre par voie humide, une âme dense présentant des cellules de petite taille permet de limiter l'absorption d'une trop grande quantité de résine, qui aurait pour conséquence non seulement l'alourdissement de l'âme, mais aussi le manque de résine en quantité suffisante à l'interface pour permettre une liaison satisfaisante entre les peaux et l'âme.

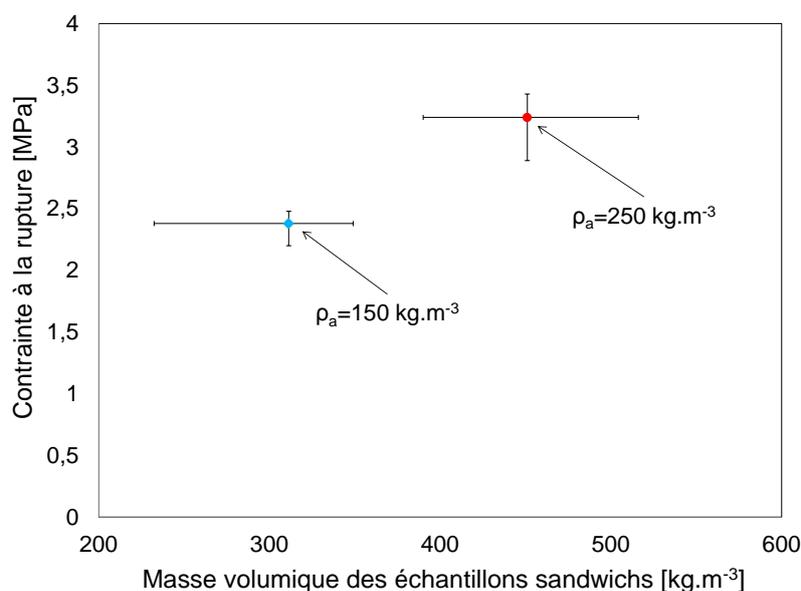


FIGURE 4.4 – Résultats des essais de traction perpendiculaire.

Afin de juger de la qualité de l'interface peau/âme, les contraintes à la rupture obtenues précédemment ont été comparées à des résultats de la littérature obtenus par des essais de traction perpendiculaires sur diverses configurations de sandwichs. Le [tableau 4.1](#) synthétise les différents éléments de comparaison, notamment le type de peaux composites, la valeur de la masse volumique de l'âme (ρ_a) ainsi que la résistance de l'interface mesurée σ_i .

Grandeur	Type de peau	Type d'âme	ρ_a (kg.m ⁻³)	σ_i (MPa)	Source
A	Prepreg Carbone	Nida Alu modifié	39.5	0.95	[95]
B	Prepreg Carbone	Nida Alu	39.5	0.86	[95]
C	Lin/Elium	Balsa	150	2.28	figure 4.4
D	Lin/Elium	Balsa	250	3.24	figure 4.4
E	GFRP	Mouss PU	96	0.79	[96]
F	GFRP	Nida PP	110	0.8	[97]
G	Carbon/Epoxy	Mousse PU	160	1.04	[98]

TABLE 4.1 – Résistances à l'interface σ_i de quelques matériaux sandwichs issues de la littérature

La figure 4.5 présente une comparaison de ces différents résultats en normalisant la contrainte à la rupture σ_i par la masse volumique de l'âme ρ_a . La résistance de l'interface peaux/âme des sandwichs Lin/Elium/Balsa étudiés apparaît alors comparable à celles de structures à peaux GFRP ou CFRP et à âme en mousse de densité comparable.

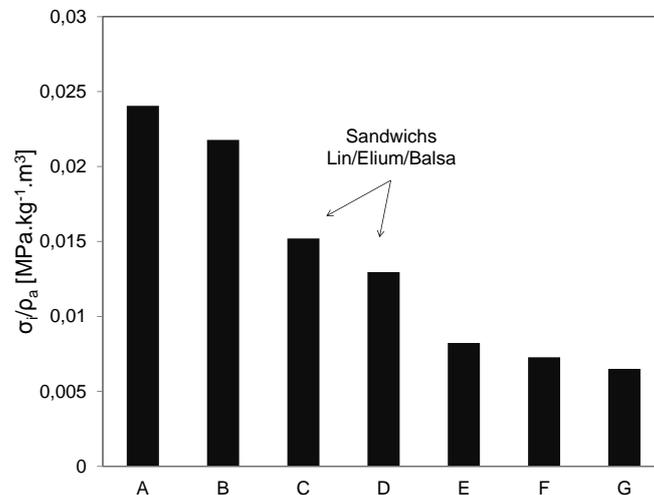


FIGURE 4.5 – Comparaison des résistances à l'interface σ_i de différents matériaux sandwichs issues de la littérature normalisée par la masse volumique de l'âme ρ_a

4.3 COMPORTEMENT EN FLEXION QUASI-STATIQUE

D'après le théorème de Huygens, l'intérêt d'une poutre sandwich réside dans l'augmentation de son moment quadratique du fait de l'utilisation d'une âme légère et épaisse entre deux peaux composites minces, rigides et résistantes. Par conséquent, les propriétés en flexion de l'ensemble sont nettement améliorées avec un impact minimal sur la masse globale. Cette section présente donc l'étude des propriétés en flexion 3-points quasi-statique de poutres sandwichs Lin/Elium/Balsa.

4.3.1 Protocole expérimental

Les essais de flexion ont été réalisés selon la norme NF T 54-606². L'essai consiste à appliquer une charge P à la poutre supportée par deux appuis écartés d'une distance d . Il en résulte un déplacement W . La charge peut être appliquée en un seul point (ou sur une seule ligne) au centre des deux appuis (on parle alors de flexion 3-points), ou en deux points (ou deux lignes) espacés de la moitié de la distance entre appuis (flexion 4-points). Le choix du type d'essai et de la distance entre appuis dépend des propriétés que l'on souhaite étudier. En effet, une configuration d'appuis éloignés va privilégier la flexion pure de la poutre, tandis que des appuis rapprochés vont permettre de privilégier le cisaillement.

2. NF T 54-606 : caractérisation en flexion des structures sandwichs à base de plastique

Pour cette étude, le dispositif de flexion 3-points présenté en [figure 4.6](#) a été utilisé avec une machine de traction/compression universelle, équipée d'un capteur de charge de 10 kN. La flèche du sandwich a été mesurée au moyen d'un capteur de déplacement (LVDT). D'autre part, la machine a été équipée d'un dispositif permettant d'éviter la rotation des appuis inférieurs autour de l'axe du vérin hydraulique, notamment lors des essais cyclés ou dynamiques (fatigue).

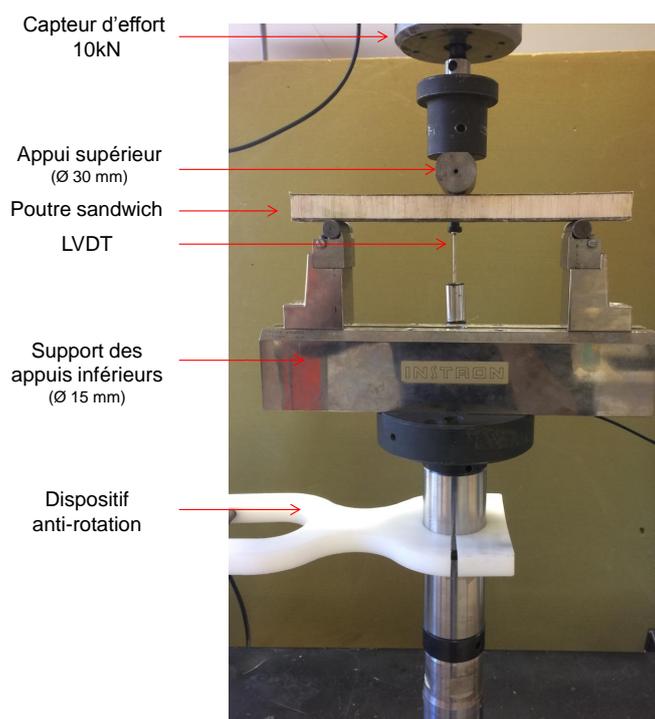


FIGURE 4.6 – Dispositif expérimental de flexion 3-points

Différentes configurations de poutres sandwiches ont été analysées. L'influence de la séquence d'empilement des peaux a été étudiée au moyen de deux catégories de poutres ayant une âme de densité 150 kg.m^{-3} d'épaisseur 15.9 mm, avec des peaux composites constituées soit de 5 plis unidirectionnels, soit de 4 plis croisés dans une configuration $[0/90]_s$. Ces deux configurations seront notées respectivement $UD_5 - 150 - 15.9$ et $[0/90]_s - 150 - 15.9$. Au cours des essais de flexion, la charge a été appliquée en imposant une vitesse de déplacement de 5 mm.min^{-1} . Par la suite, des essais de flexion quasi-statiques cyclés ont été réalisés sur ces deux configurations afin d'identifier leur domaine élastique. De ce fait, une étude des propriétés élastiques a pu être effectuée, afin de déterminer les caractéristiques principales des différents sandwichs et de leurs constituants. Enfin, une analyse des modes de rupture a été effectuée. Pour ce faire, des essais de flexion ont été menés jusqu'à la rupture pour des poutres $UD_5 - 150 - 15.9$ avec différentes distances entre appuis, afin de solliciter les poutres en flexion dans le cas des distances entre appuis les plus longues et en cisaillement dans le cas contraire. Les modes de rupture ont été identifiés à l'aide d'un suivi des essais par caméra ra-

pide. Dans chacun des cas, les éprouvettes testées présentaient une largeur de 40 mm et une longueur égale à $d+50$ mm, d représentant alors la distance entre appuis. Les poutres $UD_5 - 150 - 15.9$ présentent une épaisseur totale de 20.1 mm et les poutres $[0/90]_s - 150 - 15.9$ une épaisseur totale de 19.1 mm. Les essais ont été répétés au moins cinq fois pour prendre en compte la dispersion des résultats.

4.3.2 Résultats des essais de flexion

Dans un premier temps, deux configurations différentes par la séquence d'empilement constitutive des peaux ont été comparées au cours d'essais de flexion 3-points réalisés avec une distance entre appuis de 250 mm. Les courbes charge/déplacement correspondant aux essais réalisés sur les deux types de sandwichs sont présentées en figure 4.7.

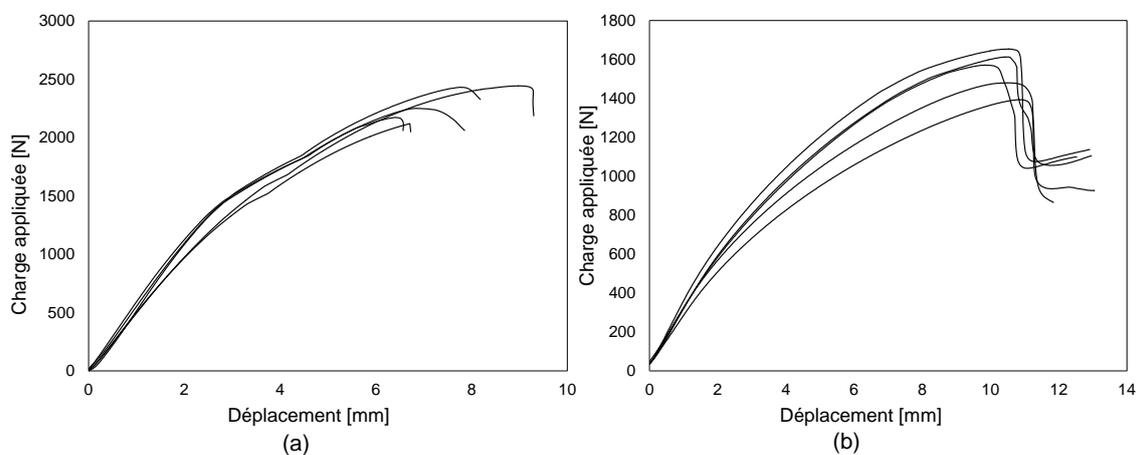


FIGURE 4.7 – Courbes charge/déplacement des essais de flexion 3-points réalisés sur des sandwichs à peaux avec une séquence d'empilement du type a) UD_5 et b) $[0/90]_s$

Plusieurs remarques peuvent être énoncées au vu de ces résultats. Tout d'abord, la configuration $UD_5 - 150 - 15.9$ apparaît plus rigide et plus résistante, du fait des peaux constituées de plis unidirectionnels présentant donc un module supérieur aux peaux en configuration $[0/90]_s$. Pour les sandwichs à peaux UD, le domaine élastique linéaire semble plus étendu que pour le sandwich à peaux croisées. D'autre part, les propriétés à la rupture apparaissent assez dispersées dans les deux configurations (entre 15 et 18% dans les deux cas).

Afin d'analyser les propriétés élastiques des sandwichs, des essais de flexion 3-points quasi-statiques cyclés ont été réalisés sur les deux types d'éprouvettes. Pour chacune d'elle, l'évolution du déplacement appliqué ainsi que de la charge résultante en fonction du temps sont présentés sur la figure 4.8. De plus, les courbes charge/déplacement correspondant aux deux éprouvettes sont présentées sur la figure 4.9.

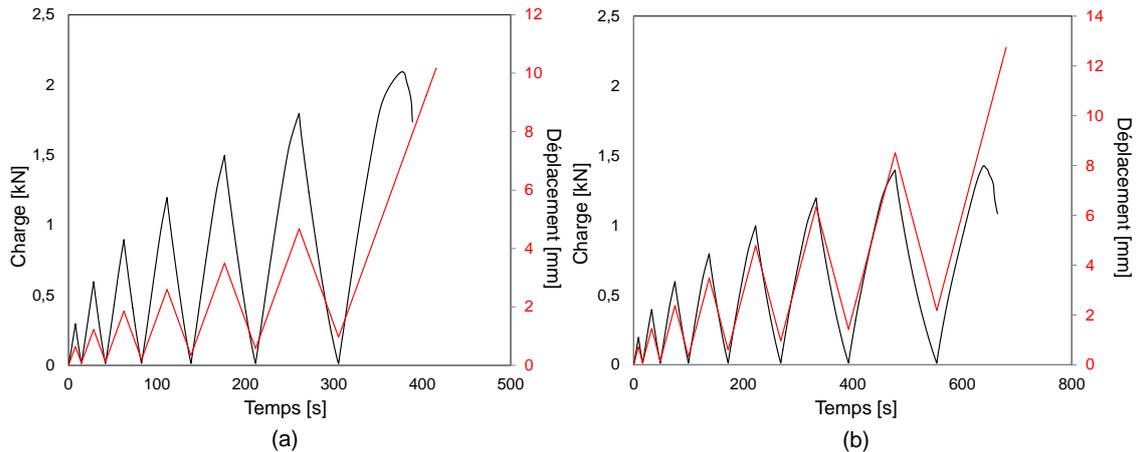


FIGURE 4.8 – Évolution du déplacement et de la charge imposée en fonction du temps lors des essais cyclés pour les sandwichs a) $UD_5 - 150 - 15.9$ et b) $[0/90]_s - 150 - 15.9$

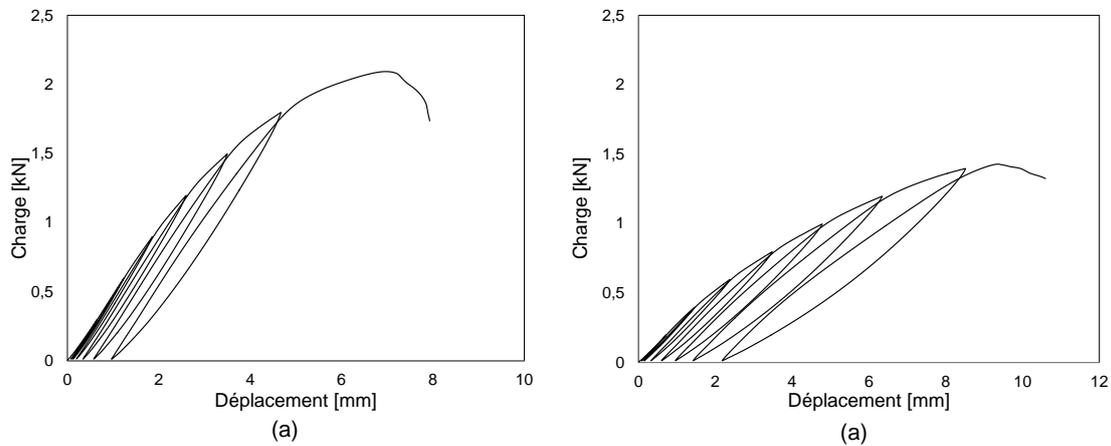


FIGURE 4.9 – Courbes charge/déplacement des essais cyclés pour les sandwichs a) $UD_5 - 150 - 15.9$ et b) $[0/90]_s - 150 - 15.9$

Ces essais permettent de déterminer l'étendue du domaine élastique, ainsi que de suivre l'apparition et l'évolution d'un déplacement permanent dû à l'endommagement des matériaux. En effet, dès les premiers cycles, lors du relâchement de l'effort, le matériau ne revient pas complètement à sa position initiale. Pour chacune des configurations, l'évolution des déplacements permanents est présentée sur la [figure 4.10](#).

Ces résultats permettent de montrer que les poutres du type $UD_5 - 150 - 15.9$ sont sollicitées dans le domaine élastique tant que l'effort appliqué reste inférieure à 500 N, alors que pour les sandwichs de type $[0/90]_s - 150 - 15.9$, l'effort appliqué ne devra pas dépasser 400 N. Pour ces valeurs de la charge, le déplacement résiduel observé reste inférieur à 10% du déplacement permanent mesuré au cycle précédant la rupture.

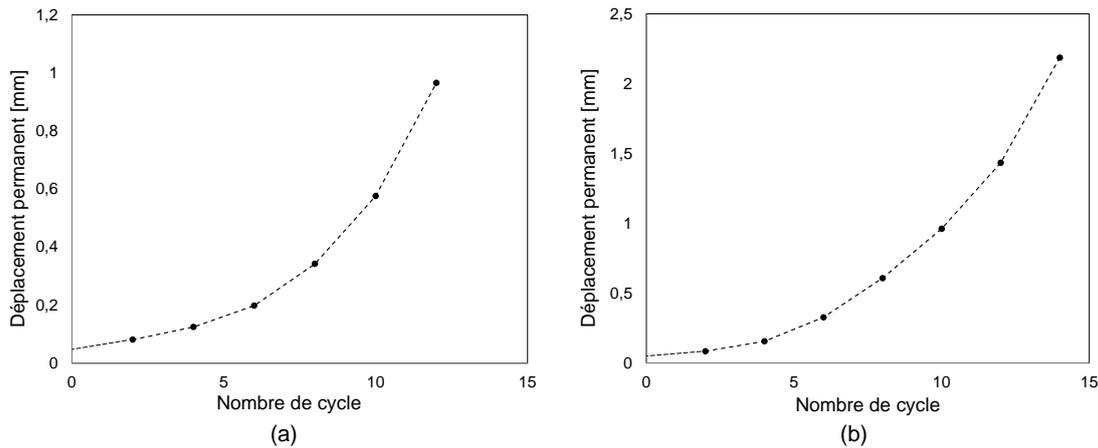


FIGURE 4.10 – Evolution du déplacement permanent en fonction du nombre de cycle pour les essais de flexion 3-points sur les sandwichs a) $UD_5 - 150 - 15.9$ et b) $[0/90]_s - 150 - 15.9$

4.4 ÉTUDE DU COMPORTEMENT ÉLASTIQUE

Cette section présente la détermination des propriétés élastiques des sandwichs et de leurs constituants (peaux et âme) à partir des essais de flexion réalisés. Pour ce faire, les deux configurations précédentes ont été sollicitées en flexion uniquement dans leurs domaines élastiques déterminés précédemment. Dans un premier temps, les rigidités équivalentes en flexion et en cisaillement des poutres sandwichs ont été mesurées. Ces paramètres sont introduits en annexe dans la [section A.2](#), qui présente les éléments essentiels de la théorie des poutres sandwichs, ainsi que les principaux éléments théoriques utilisés tout au long de cette étude. Par la suite, les modules d'Young des peaux et le module de cisaillement de l'âme ont pu être déduits.

4.4.1 Détermination des rigidités équivalentes

En flexion 3-points, la relation entre la charge appliquée P_1 et la flèche mesurée W_1 est donnée pour une distance entre appuis d_1 par :

$$\frac{W_1}{P_1} = \frac{d_1^3}{48D} + \frac{d_1}{4N} \quad (4.1)$$

Il existe une relation analogue pour la flexion 4-points : le rapport flèche/charge W_2/P_2 pour une distance entre appuis d_2 est alors donné par :

$$\frac{W_2}{P_2} = \frac{d_2^3}{768D} + \frac{d_2}{8N} \quad (4.2)$$

On remarque que ces rapports flèche/charge dépendent de la rigidité équivalente en flexion D et de la rigidité équivalente en cisaillement N , introduits en annexe au [paragraphe A.2.1](#). Pour déterminer les rigidités équivalentes D et N expérimentalement, il existe au moins deux méthodes, chacune d'entre elles consistant à faire varier les conditions aux limites de l'essai. Considérant que l'équation 4.1 et l'équation 4.2 forment

un système de deux équations à deux inconnues, il est possible d'utiliser les résultats obtenus par essais de flexion 3-points et 4-points. Ainsi, les rigidités équivalentes sont données par :

$$D = \frac{P_1 d_1^3 \left(1 - \left(\frac{11d_2^2}{8d_1^2}\right)\right)}{48W_1 \left(1 - \left(\frac{2P_1 d_1 W_2}{P_2 d_2 W_1}\right)\right)} \quad (4.3)$$

$$N = \frac{P_1 d_1 \left(\frac{8d_1^2}{11d_2^2} - 1\right)}{4W_1 \left(\frac{16P_1 d_1^3 W_2}{11P_2 d_2^3 W_1} - 1\right)} \quad (4.4)$$

Une autre méthode consiste à remarquer que pour un type d'essai donné, par exemple en flexion 3-points, l'équation 4.1 peut s'écrire sous la forme :

$$\frac{W_1}{P_1 d_1} = \frac{d_1^2}{48D} + \frac{1}{4N} \quad (4.5)$$

Ainsi, en variant la distance entre appuis d_1 , le tracé de $W_1/(P_1 d_1)$ en fonction de d_1^2 permet d'obtenir une droite dont la pente permet de déduire D et l'ordonnée à l'origine permet de déduire N .

C'est cette dernière méthode qui a été utilisée. Ainsi, pour les deux types de sandwich, l'évolution de la raideur P/W en fonction de la distance entre appuis d est présentée en figure 4.11. D'autre part, l'évolution des rapports $W/(Pd)$ en fonction de d^2 est présentée en figure 4.12. Les points expérimentaux peuvent alors être interpolés par une droite. D'après l'équation 4.5, les pentes et ordonnées à l'origine de ces droites permettent alors de déterminer les rigidités équivalentes en flexion et en cisaillement pour les deux configurations.

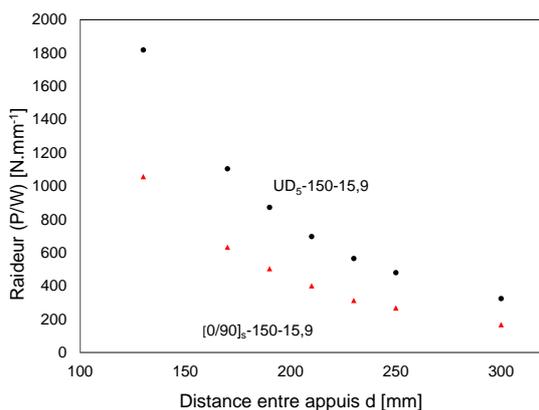


FIGURE 4.11 – Variation de la raideur moyenne des poutres UD₅ – 150 – 15.9 et [0/90]_s – 150 – 15.9

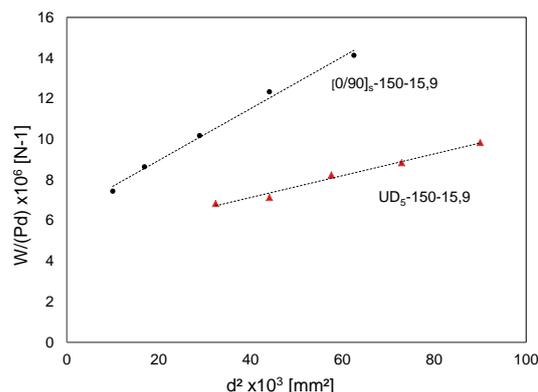


FIGURE 4.12 – Evolution du rapport $P/(Wd)$ en fonction du carré de la distance entre appuis pour les configurations UD₅ – 150 – 15.9 et [0/90]_s – 150 – 15.9

Ainsi, les rigidités équivalentes mesurées sont présentées dans le tableau 4.2. Les valeurs des rigidités équivalentes en flexion diffèrent du fait des différentes séquences d'empilement des peaux. En revanche, les valeurs des rigidités équivalentes en cisaillement

ment sont très proches pour les deux configurations, car elles dépendent principalement des propriétés en cisaillement de l'âme qui est la même pour les deux types de poutres.

Configuration	Grandeur Unité	$D \cdot 10^6$ $N \cdot mm^2$	N kN
$UD_5 - 150 - 15.9$	moyenne écart type	380 18	39 5
$[0/90]_s - 150 - 15.9$	moyenne écart type	111 14	40 6

TABLE 4.2 – Synthèse des grandeurs élastiques mesurées sur les deux matériaux sandwichs

4.4.2 Propriétés des constituants

Compte tenu des résultats précédents, il est possible de déterminer les propriétés principales des constituants des sandwichs à partir des rigidités équivalentes D et N . En utilisant les expressions données en [équation A.34](#) et [équation A.35](#), il devient possible d'en déduire le module d'Young des peaux composites E_p ainsi que le module de cisaillement de l'âme G_a . Les résultats ainsi obtenus sont présentés en [figure 4.13](#). Les valeurs déduites des essais de flexion ont été comparées aux valeurs mesurées directement par essais de traction sur les peaux et par essais de cisaillement sur l'âme dans les chapitres précédents.

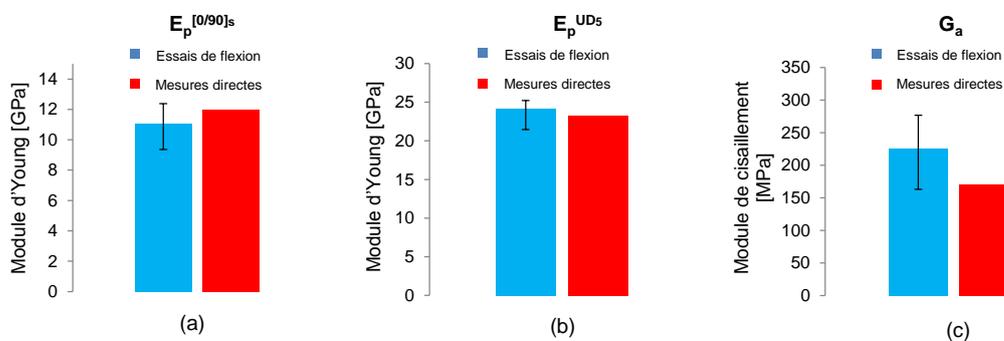


FIGURE 4.13 – Propriétés des constituants du sandwich déduites des essais de flexion comparées aux mesures directes réalisées précédemment : a) module d'Young des peaux en stratifié $[0/90]_s$, b) module d'Young des peaux UD et c) module de cisaillement de l'âme

On remarque une faible différence (n'excédant pas 8%) entre le module d'Young des peaux mesuré en traction et celui déduit des essais de flexion, et ce pour les deux sandwichs analysés. En revanche, un écart relatif de l'ordre de 25% existe sur les deux modules de cisaillement de l'âme. Deux hypothèses peuvent être formulées pour expliquer cette différence. Tout d'abord, une imprécision peut être commise en déduisant le module de cisaillement G_a de l'âme de la rigidité équivalente en cisaillement du sandwich N , du fait des hypothèses utilisées pour obtenir l'[équation A.35](#) (hypothèses des peaux fines et de l'âme mécaniquement faible). Les essais effectués précédemment et présentés au [paragraphe 2.4.5](#) restent les plus adaptés pour une mesure précise des propriétés en

cisaillement de l'âme. D'autre part, les mesures déduites des essais de flexion prennent en compte les effets éventuels du procédé de fabrication par infusion de résine liquide. Au cours de la mise en oeuvre, une certaine quantité de résine est en effet absorbée par l'âme en balsa, soit en descendant dans les différentes cavités dues à la microstructure du bois (cellules, pores, etc.), soit aux interstices vides entre les blocs élémentaires (qui facilitent aussi son avancée à travers la préforme). Par conséquent, l'âme se trouve rigidifiée par la résine absorbée ce qui peut expliquer une partie des différences observées dans les mesures du module de cisaillement.

Les résultats expérimentaux obtenus ont été comparés à la théorie des sandwichs présentée en annexe en [section A.2](#). Considérant les expressions des rigidités équivalentes D et N donnée en [équation A.34](#) et [équation A.35](#), ainsi que [l'équation 4.1](#) liant la charge appliquée P à la flèche résultante W , les résultats analytiques et expérimentaux du rapport P/W en fonction de la distance entre appuis d sont présentés sur la [figure 4.14](#). On remarque une bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et analytiques. L'écart entre les deux est plus important pour les plus faibles distances entre appuis. Dans une telle configuration, cet écart peut être en partie expliqué par une légère indentation locale de l'âme par l'appui supérieur, conduisant à une surestimation de la flèche en flexion des poutres et donc à une sous-estimation de la raideur expérimentale.

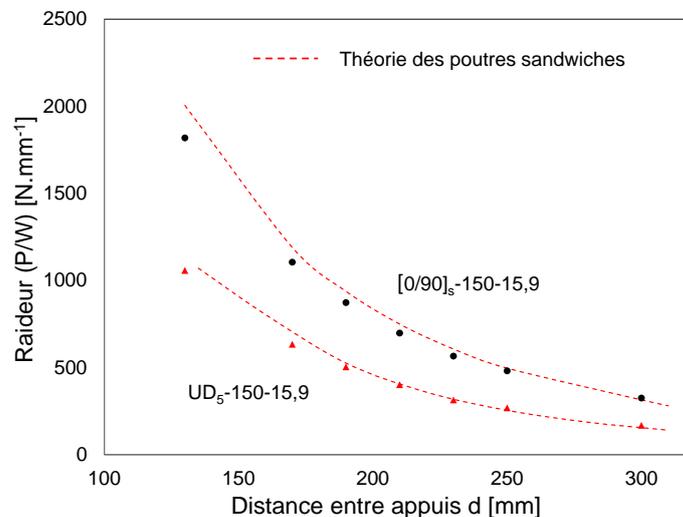


FIGURE 4.14 – Comparaison des résultats expérimentaux et de ceux déduits de la théorie des poutres sandwiches

4.4.3 Influence de l'épaisseur de l'âme

L'étude précédente a été réitérée pour 4 configurations de sandwichs ayant différentes épaisseur d'âme $e_a = 6.4$ mm, 12.7 mm, 15.9 mm et 19.1 mm et des peaux avec une séquence d'empilement de type $[0/90]_s$. Trois échantillons de chaque catégorie ont été testés dans leur domaine élastique. Ainsi, l'évolution de la raideur des différentes poutres

en fonction de la distance entre appuis est présentée en [figure 4.15](#). Les résultats expérimentaux ont été comparés dans tous les cas aux prédictions de la théorie des poutres sandwichs. Là encore, on constate une bonne adéquation entre les résultats expérimentaux et analytiques. L'écart s'accroît légèrement avec la diminution de la distance entre appuis, mais aussi avec l'épaisseur de l'âme, et donc avec la rigidité des poutres. Là encore, l'indentation locale des poutres les plus épaisses permet d'expliquer cette différence. En effet, pour les poutres les plus fines, aucune indentation n'a été observée et les résultats analytiques et expérimentaux coïncident parfaitement.

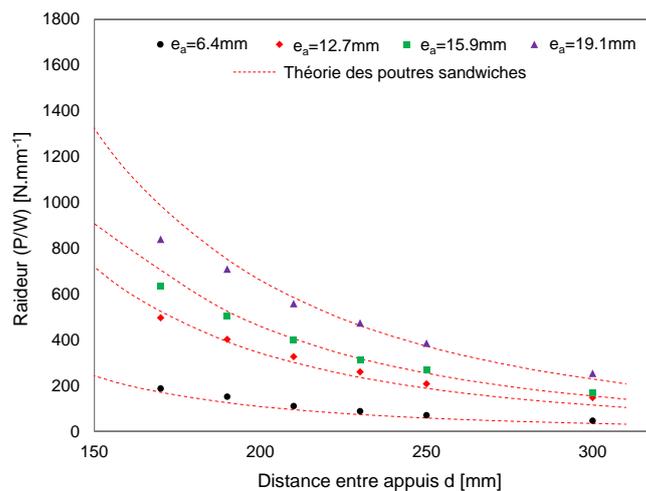


FIGURE 4.15 – Evolution de la raideur des sandwichs en fonction de la distance entre appuis d et pour différentes épaisseurs de l'âme e_a : comparaison entre les résultats expérimentaux et ceux déduits de la théorie des poutres sandwichs.

4.5 IDENTIFICATION ET PRÉDICTION DES MODES DE RUPTURE

La rupture des poutres sandwichs peut avoir lieu de différentes manières, selon le type de sollicitation appliquée. La [figure 4.16](#), proposée par Mines et al. [99], présente les modes rencontrés au cours des essais de flexion. Tout d'abord, la rupture peut avoir lieu au niveau des peaux composites. La plupart du temps, c'est la peau supérieure qui est rompue par compression. En effet, la résistance en traction des composites est souvent supérieure à la résistance en compression. Pour cette raison, on observe rarement une rupture de la peau inférieure en traction. Ce cas de figure est plus couramment rencontré dans le cas des structures sandwichs dissymétriques avec des propriétés mécaniques différentes au niveau des peaux. Parmi les ruptures de peau supérieure, il est parfois difficile d'identifier précisément le mode de ruine. En effet, la peau supérieure peut flamber. Selon le type d'âme utilisée, le flambement peut être associé à une compression locale de l'âme, ou encore à une rupture de l'interface entre la peau et l'âme. D'autre part, dans le cas d'une sollicitation en flexion privilégiant le cisaillement de l'âme, on peut observer une rupture par cisaillement, soit de l'interface, soit de l'âme. Enfin, l'indentation locale du matériau peut être observée. Généralement, lors des essais

de flexion, on cherche à éviter ce dernier mode de rupture, en adaptant la distance entre appuis d'une part, et le diamètre de l'appui supérieur d'autre part.

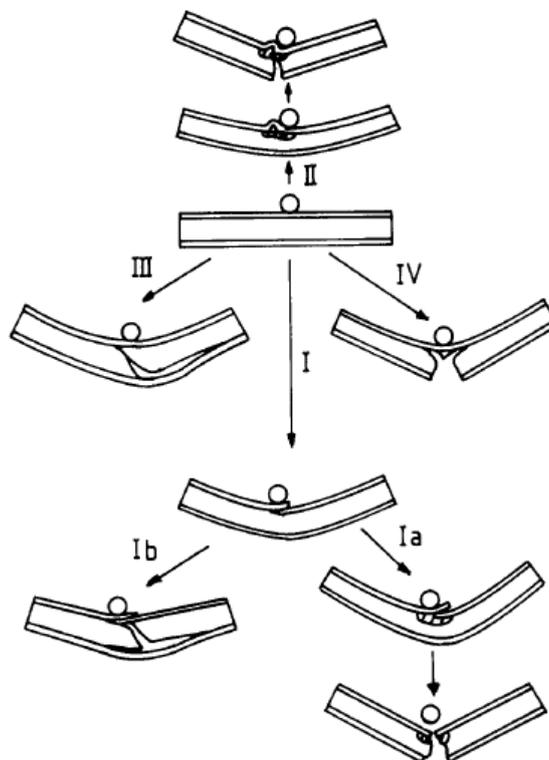


FIGURE 4.16 – Principaux modes de rupture d'une poutre sandwich sollicitée en flexion, d'après Mines et al. [99]. I) Compression de la peau supérieure et modes mixtes, II) Flambement localisé de peau supérieure, III) Rupture par cisaillement de l'âme et IV) Rupture en traction de la peau inférieure.

4.5.1 Influence de la distance entre appuis

Afin d'étudier la rupture des sandwichs, des essais supplémentaires ont été menés sur des éprouvettes $UD_5 - 150 - 15.9$ dans quatre configurations supplémentaires. La distance entre appuis a été variée entre 80 mm et 250 mm afin de privilégier le cisaillement de l'âme dans le cas des distances entre appuis les plus courtes et la flexion dans le cas des distances entre appuis les plus longues. Les résultats obtenus pour les quatre nouvelles configurations testées sont présentées sur la [figure 4.17](#).

Une première remarque peut être faite au vu de ces résultats. Tout d'abord, pour les distances entre appuis 80 et 100 mm, une variabilité de l'ordre de 35% des charges maximales peut être observée. La dispersion des résultats semble être maximale pour la configuration $d=150$ mm, où elle atteint la valeur étonnante de 60%. Les écarts relatifs entre les différentes mesures diminuent ensuite considérablement avec l'augmentation de la distance entre appuis (respectivement 20 et 15% pour les distances entre appuis de 200 mm et 250 mm).

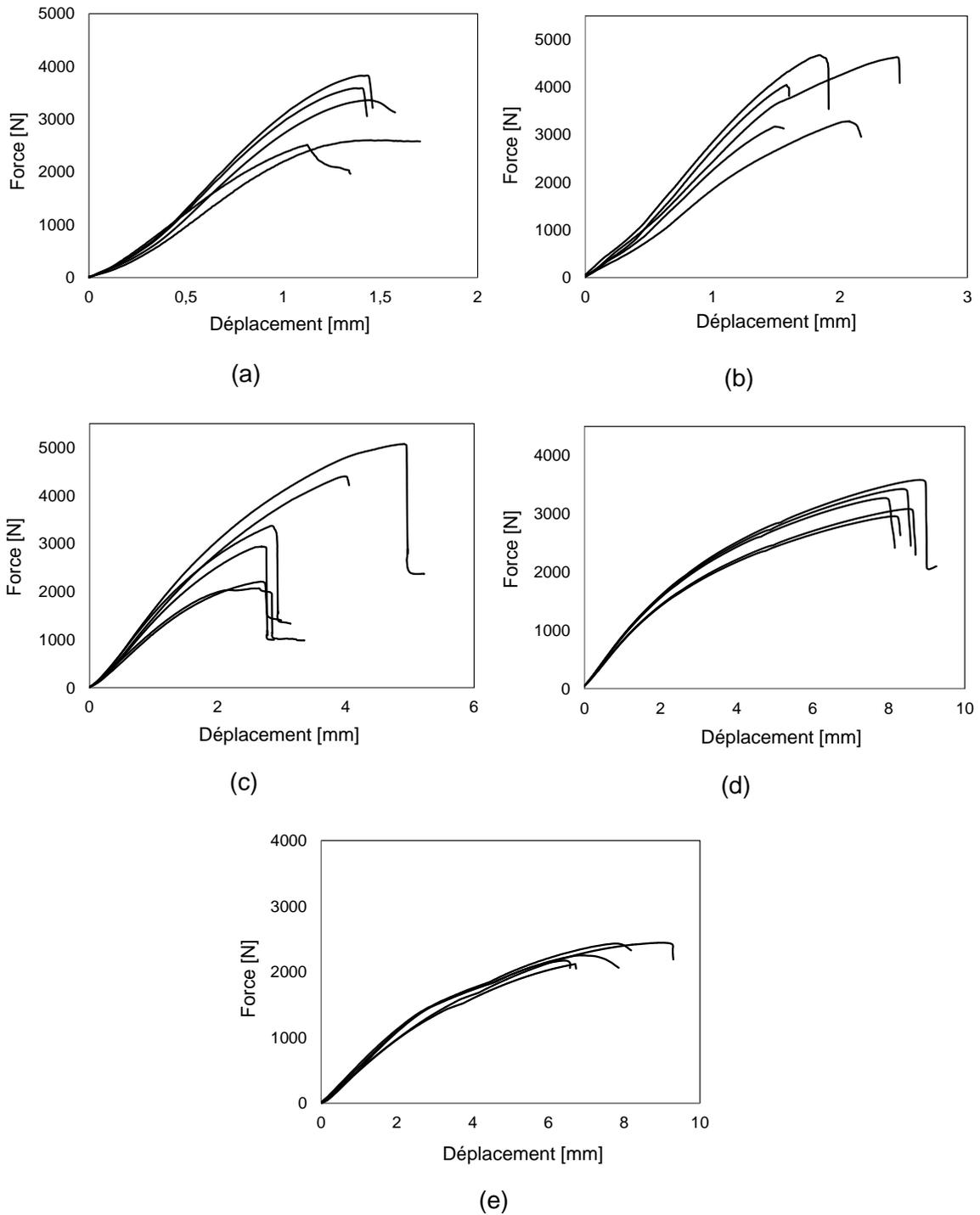


FIGURE 4.17 – Courbes force/déplacement des essais de flexion 3-points pour les distances entre appuis :
a) $d=80$ mm, b) $d=100$ mm, c) $d=150$ mm, d) $d=200$ mm et e) $d=250$ mm

Pour mieux comprendre cette variabilité, les modes de rupture ont été analysés dans chacun de ces cas. Trois modes de rupture principaux ont été identifiés. Ils sont présentés en [figure 4.18](#). Il s'agit de la rupture par compression de la peau supérieure, par cisaillement de l'âme et par indentation locale du sandwich sous l'appui supérieur. Les ruptures par cisaillement ont été observées pour les distances entre appuis les plus courtes, tandis que les ruptures de la peau supérieure ont été observées pour des distances entre appuis supérieures à 150 mm. Le phénomène d'indentation locale des poutres a été peu observé du fait des propriétés mécaniques en compression du balsa relativement élevées ainsi que du diamètre important de l'appui supérieur. Il survient principalement pour les distances entre appuis les plus faibles, lorsque la rigidité des sandwichs est maximale, et dans les cas où les blocs de balsa situés sous l'appui possèdent des propriétés mécaniques plus faibles. Par conséquent, ce mode de rupture ne sera pas considéré plus en détails et les résultats montrant des traces d'indentation seront ignorés pour la suite de l'analyse. En revanche, une attention particulière a été portée sur les deux autres modes.

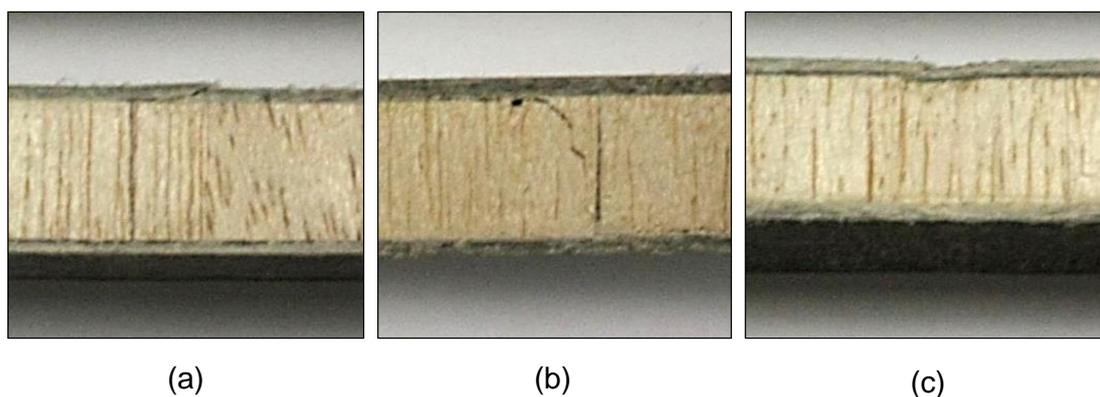


FIGURE 4.18 – Modes de rupture observés en flexion 3-points : a) rupture de la peau supérieure par compression, b) rupture de l'âme en cisaillement et c) indentation locale.

En ce qui concerne les ruptures de la peau supérieure en flexion 3-points, la difficulté principale réside dans l'identification précise du mode de ruine. Pour ce faire, les essais précédents ont été suivis par caméra rapide. La [figure 4.19](#) présente quatre vues successives dans le temps d'une rupture de la peau supérieure observée pour une éprouvette $UD_5 - 150 - 15.9$ avec une distance entre appuis de 250 mm. On remarque l'apparition d'une fissure nette de la peau supérieure à proximité de l'appui (a), qui implique par la suite une décohésion progressive de l'interface peau/âme (b, c et d). En revanche, on peut affirmer qu'il ne s'agit pas d'un mode de flambement de la peau. D'autre part, il n'y a pas d'effondrement visible de l'âme sous ou à proximité de la panne. On peut ainsi conclure qu'il s'agit effectivement d'une rupture par compression de la peau supérieure.

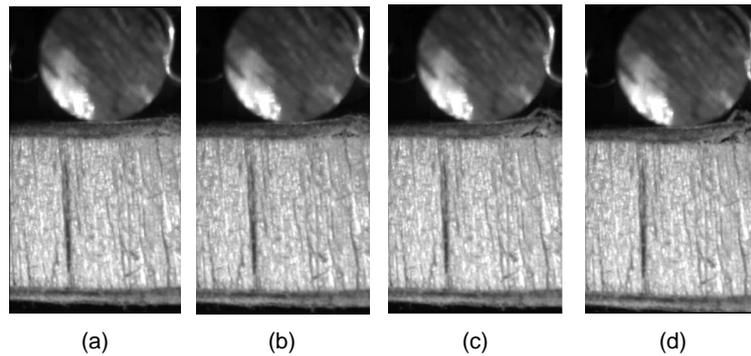


FIGURE 4.19 – Suivi de la rupture par compression de la peau supérieure

Une analyse similaire a été réalisée sur les poutres présentant une rupture par cisaillement. L'analyse de quatre vues successives présentées en [figure 4.20](#) montre bien le déroulement de la rupture. Dans un premier temps, une fissure apparaît dans l'âme (b), et se propage très rapidement à travers celle-ci jusqu'à engendrer une décohésion de l'interface peau/âme au niveau des peaux supérieure et inférieure (c). Par la suite, la rigidité de la poutre s'effondre et, au fur et à mesure que le déplacement imposé augmente, on peut observer une propagation des décohésions peaux/âme (d). Cette analyse permet ainsi de confirmer le mode de rupture par cisaillement de l'âme.

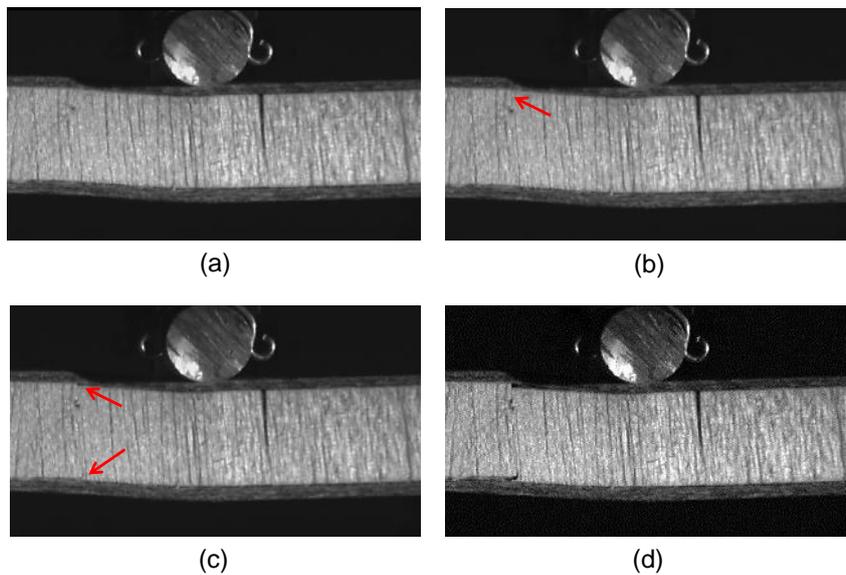


FIGURE 4.20 – Rupture par cisaillement de l'âme

Si l'essai est poursuivi, il est parfois possible d'observer une propagation de la rupture sous forme d'une succession de ruptures par cisaillement et de décohésions d'interfaces peaux/âme. Ce phénomène est visible sur la [figure 4.21](#). Toutefois, les analyses par caméra rapide confirment que la rupture est amorcée dans l'âme en balsa et non à l'interface peau/âme.

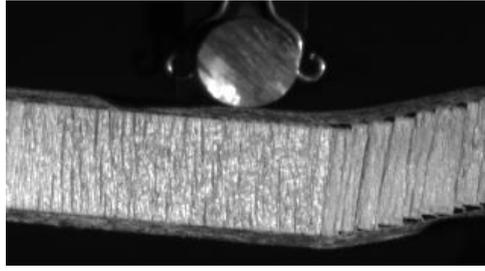


FIGURE 4.21 – Ruptures par cisaillement de l'âme et décohésions d'interfaces successives

A partir des résultats obtenus pour chaque poutre pour lesquelles les deux modes de rupture décrits précédemment ont pu être clairement identifiés, il est possible de calculer la contrainte à la rupture par cisaillement de l'âme par :

$$\tau_a = \frac{P}{b(h + e_a)} \quad (4.6)$$

ou b est la largeur des poutres, e_a l'épaisseur de l'âme, h l'épaisseur globale du sandwich et P la charge à la rupture. De même, la contrainte à la rupture par compression de la peau supérieure est donnée par :

$$\sigma_{pc} = \frac{Pd}{2e_p(h + e_a)b} \quad (4.7)$$

avec e_p l'épaisseur des peaux et d la distance entre appuis utilisée.

Les résultats obtenus ont été synthétisés dans le [tableau 4.3](#), qui présente les contraintes à la rupture pour les peaux des deux matériaux sandwichs étudiés, notées respectivement $\sigma_{pc}^{UD_5}$ et $\sigma_{pc}^{[0/90]_s}$, ainsi que la contrainte à rupture par cisaillement de l'âme notée τ_a . On remarque que la valeur moyenne de τ_a déduite des essais de flexion est très proche de celle mesurée directement sur le balsa au [paragraphe 2.4.5](#). D'autre part, on note une résistance en compression du composite UD égale à la moitié de la résistance en traction mesurée en [section 3.2](#). Enfin, la résistance en compression apparaît environ 20% inférieure pour le composite $[0/90]_s$ que pour le composite UD_5 . En effet, un pli sur deux est orienté à 90° par rapport à l'axe de compression. Les fibres participent alors beaucoup moins au renforcement du composite.

Grandeur	τ_a	$\sigma_{pc}^{UD_5}$	$\sigma_{pc}^{[0/90]_s}$
Unité	(MPa)	(MPa)	(MPa)
Moyenne	2,5	112	90
Ecart type	0,5	8	7

TABLE 4.3 – Contrainte à la rupture par compression de la peau supérieure et par cisaillement de l'âme déduites des essais de flexion 3-points

Les résultats obtenus lors des essais précédents ont été synthétisés sur la [figure 4.22](#). Les valeurs des contraintes pour les différents modes de rupture ont été rapportées

aux contraintes moyennes à la rupture en compression des peaux ou en cisaillement de l'âme présentées dans le [tableau 4.3](#). On peut alors remarquer que pour les distances entre appuis $d=80$ mm et $d=100$ mm, une rupture de l'âme par cisaillement est observée dans la grande majorité des cas. La rupture par cisaillement étant un phénomène très local, la contrainte limite dépend fortement des propriétés mécaniques du balsa à l'endroit où elle se produit. Par conséquent, les variations locales de propriétés mesurées dans l'âme peuvent expliquer la variabilité observée à l'échelle du sandwich. En revanche, pour les distances entre appuis les plus élevées ($d=200$ mm et $d=250$ mm), la rupture par compression de la peau supérieure est observée dans tous les cas. Le composite Lin/Elium n'étant pas sujet à d'aussi grandes variations de propriétés mécaniques (comme le montrent les résultats obtenus en [paragraphe 3.2.2.2](#)), la variabilité observée au niveau de la rupture des sandwichs est alors beaucoup moins importante. Enfin, la très forte variabilité observée dans le cas particulier $d=150$ mm s'explique par l'observation des deux modes de rupture précédents. Cette distance entre appuis particulière semble en effet correspondre à la frontière entre la rupture par cisaillement de l'âme et par compression de la peau supérieure.

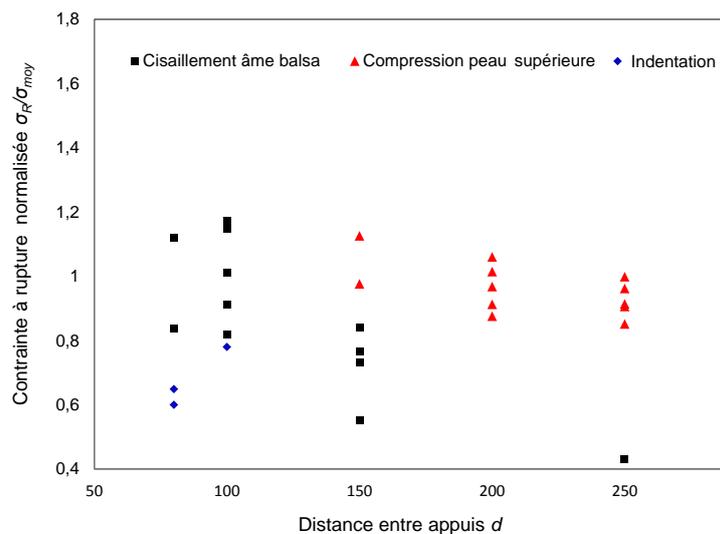


FIGURE 4.22 – Modes de rupture observés pour les sandwichs UD₅ – 150 – 15.9 en flexion 3-points pour différentes distances entre appuis

Les résultats d'essais de flexion avec une distance entre appuis $d=150$ mm n'ont pas été considérés du fait de la variabilité importante observée. Les conditions aux limites particulières ainsi que la dispersion des propriétés mécaniques de l'âme induisent en effet une variabilité maximale, avec deux modes de rupture différents pouvant subvenir aléatoirement. Un tel cas de figure doit être évité si l'on envisage l'utilisation de ce matériau dans une quelconque application industrielle. Ainsi, la section suivante présente une étude analytique réalisée dans le but de prévoir les modes de rupture des poutres sandwichs en tenant compte des propriétés matériaux et des conditions aux limites.

4.5.2 Détermination analytique des modes de rupture

D'une manière générale, chaque mode de rupture en flexion dépend des conditions de chargement et des paramètres matériaux. Pour des applications particulières, on peut chercher à éviter tel ou tel mode de ruine, auquel cas un dimensionnement approprié de la structure sandwich doit être effectué. Dans la littérature, une approche couramment employée est la construction de cartes des modes de rupture des structures sandwiches. Cette méthode, introduite par Triantafillou et al. [100] pour des sandwichs à âme en mousse, consiste à mettre en équation les frontières entre les différents modes de rupture et à représenter ces frontières dans un plan (généralement la masse volumique de l'âme en fonction de l'élanement des poutres). Une telle approche ne se limite pas seulement aux essais de flexion. Andrews et al. [101] l'ont également utilisée pour des sandwichs soumis à des explosions. La construction de ce type de carte s'avère être un outil très intéressant pour le dimensionnement des structures sandwiches.

Par exemple, dans le cas d'une sollicitation de type flexion, les moments fléchissants $|M|$ et les efforts tranchants $|T|$ peuvent être exprimés en fonction de la charge appliquée P sur une poutre de longueur L par :

$$\begin{aligned} |M| &= k_M PL \\ |T| &= k_T P \end{aligned} \quad (4.8)$$

avec k_M et k_T des constantes dépendant des conditions aux limites. En flexion 3-points, on a $k_M = 1/4$ et $k_T = 1/2$. De plus, en supposant que les propriétés principales de l'âme, telles que son module d'Young E_a , son module de cisaillement G_a et sa contrainte à la rupture en cisaillement τ_a peuvent s'écrire comme des fonctions de la masse volumique ρ_a sous les formes suivantes :

$$\begin{aligned} E_a &= C_E \rho_a^n \\ G_a &= C_G \rho_a^n \\ \tau_a &= C_\tau \rho_a^m \end{aligned} \quad (4.9)$$

alors les expressions des charges correspondant aux principaux modes de rupture en flexion (considérant que l'indentation locale est évitée par le choix d'un diamètre d'appui suffisamment élevé) sont pour une poutre de largeur b [102] :

Rupture de la peau en traction/compression :

$$P = \frac{\sigma_p e_p b d}{k_M L} \quad (4.10)$$

Rupture de l'âme par cisaillement :

$$P = \frac{C_\tau \rho_a^m b d}{k_T} \quad (4.11)$$

Flambement local de la peau supérieure :

$$P = \frac{e_p b d}{2k_M L} \sqrt[3]{E_p C_E C_G \rho_a^{2n}} \quad (4.12)$$

En égalant deux à deux ces relations on peut alors obtenir les équations des frontières entre ces modes de rupture. Ainsi, la frontière entre la rupture par traction/compression des peaux ou par cisaillement de l'âme est donnée par :

$$\log \rho_a = \frac{1}{m} \log \frac{\sigma_p k_T}{k_M C_\tau} \left(\frac{e_p}{L} \right) \quad (4.13)$$

L'équation de la frontière entre le flambement local de la peau supérieure et la rupture des peaux par traction/compression est :

$$\log \rho_a = \frac{3}{2n} \log \frac{2\sigma_p}{\sqrt[3]{E_p C_E C_G}} \quad (4.14)$$

Et l'équation de la frontière entre la rupture par cisaillement de l'âme et flambement local de la peau supérieure est :

$$\log \rho_a = \frac{3}{3m - 2n} \log \frac{k_T}{2k_M C_\tau} \sqrt[3]{E_p C_E C_G} \left(\frac{e_p}{L} \right) \quad (4.15)$$

On remarque que les variables de ces équations de frontières peuvent être classées en trois catégories :

- Les variables matériaux : $\rho_a, E_p, C_E, C_G, C_\tau, \sigma_p$
- Les variables géométriques : e_p, L
- Les conditions aux limites : k_M, k_T

Ainsi, en choisissant pour variables libres les paramètres géométriques et la masse volumique de l'âme, on peut tracer une carte des modes de rupture faisant apparaître les frontières entre ces trois modes. Dans le cas des poutres sandwichs UD₅ – 150 – 15.9, les paramètres présentés dans le [tableau 4.4](#) ont été utilisés.

C_E	C_G	C_τ	E_p	σ_p	k_M	k_T	m	n
0.35	1.4	0.02	23 GPa	120 MPa	1/4	1/2	1	1

TABLE 4.4 – Propriétés utilisées dans la construction d'une carte des modes de rupture pour les sandwichs UD₅ – 150 – 15.9

Les constantes liant les propriétés mécaniques de l'âme en balsa à sa masse volumiques définies C_E, C_G et C_τ ainsi que les exposants n et m ont été déterminés à partir des résultats expérimentaux présentés au [paragraphe 2.4.4](#), ainsi que ceux obtenus par Borrega et al. [55] et par Da Silva et al. [58]. Le module d'Young E_p des peaux UD a été déterminé expérimentalement en [section 3.2](#). D'autre part, compte tenu des ruptures observées aux cours des différents essais de flexion, la contrainte à la rupture de la peau supérieure par compression σ_p présentée dans le [tableau 4.3](#) a été utilisée. Enfin, les constantes dépendant des conditions aux limites k_M et k_T correspondant à l'essai de

flexion 3-points ont été utilisées. Ainsi, la carte correspondant aux sandwichs de type UD₅ – 15.9 est présentée en [figure 4.23](#).

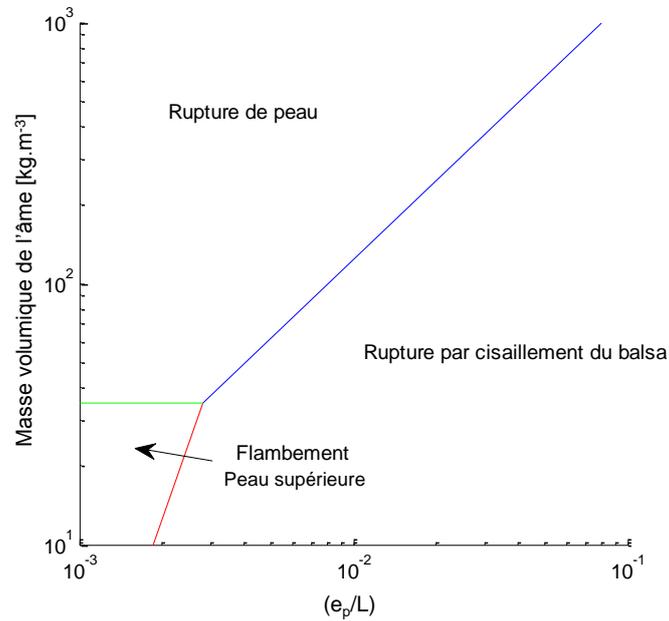


FIGURE 4.23 – Carte des modes de rupture des sandwichs UD₅ – ρ_a – 15.9

Afin de comparer ces résultats analytiques aux résultats expérimentaux obtenus précédemment, différents rapports (e_p/L) ont été étudiés pour correspondre aux cinq distances entre appuis utilisées pour les essais de flexion présentés dans ce chapitre. Ces différents essais apparaissent sur la carte des modes de rupture présentée en [figure 4.24](#)

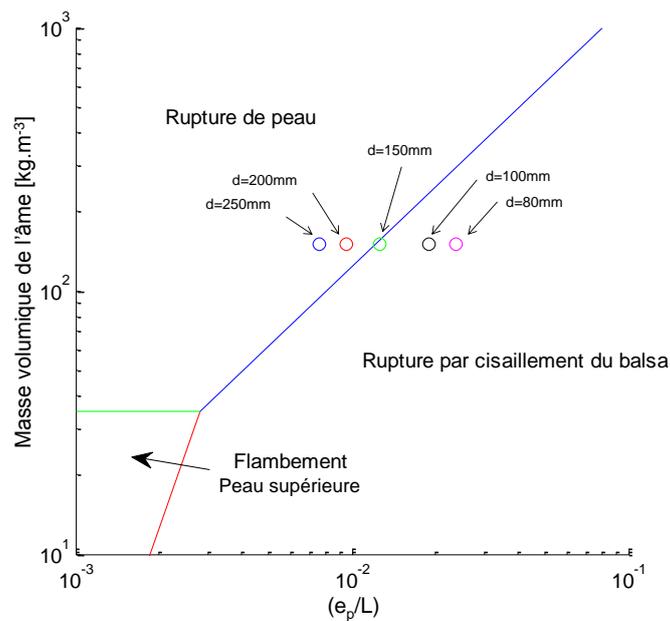


FIGURE 4.24 – Carte des modes de rupture des sandwichs UD₅ – ρ_a – 15.9 pour différentes distances entre appuis

On remarque alors que pour les plus faibles distances entre appuis ($d=80$ mm et $d=100$ mm), une rupture par cisaillement de l'âme est prédite. C'est effectivement le mode de rupture observé pour ces configurations. La variabilité des résultats obtenus peut donc bien être attribuée en partie à la variation de la valeur de la contrainte à rupture par cisaillement du balsa. En effet, la rupture étant un phénomène local, elle peut avoir lieu au sein de blocs élémentaires très différents d'une poutre à l'autre. De plus, pour les distances entre appuis les plus élevées ($d=200$ mm et $d=250$ mm), une rupture de la peau supérieure par compression est prédite. Là encore, c'est effectivement ce qui a été observé expérimentalement. En revanche, le point correspondant aux essais pour une distance entre appuis $d=150$ mm se situe précisément à la frontière entre la rupture par compression de la peau supérieure et la rupture par cisaillement de l'âme.

Si l'on considère les variations locales de masse volumique mesurées au [paragraphe 2.4.3](#), on peut alors considérer que la rupture peut avoir lieu dans un bloc de balsa de masse volumique ρ_a dont la répartition suit une loi normale d'espérance $m = 150$ et d'écart type $\sigma = 27$. Ainsi, les points positionnés sur la [figure 4.24](#) correspondent à la position la plus probable des sandwichs étudiés sur la carte des modes de rupture. En réalité, les sandwichs étudiés peuvent se situer sur les intervalles délimités sur la [figure 4.25](#).

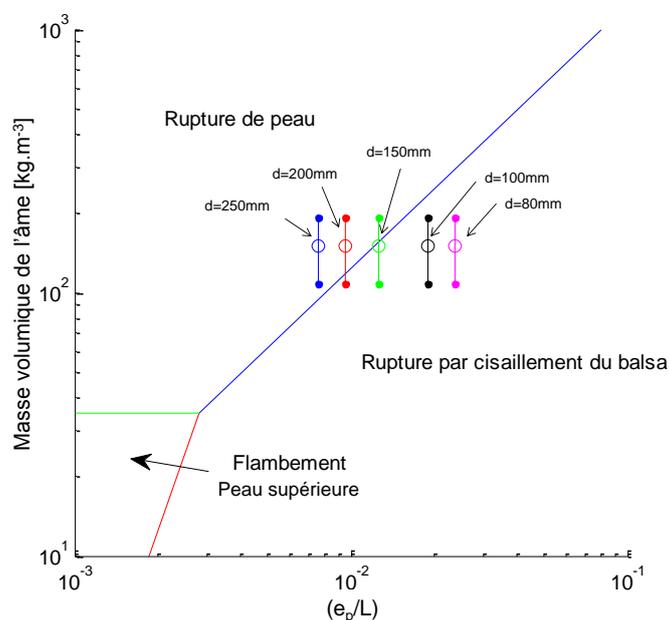


FIGURE 4.25 – Carte des modes de rupture pour les sandwichs $UD_5 - \rho_a - 15.9$ avec différentes distances entre appuis avec prise en compte de la variabilité de masse volumique de l'âme

Les points centraux des barres d'erreur correspondent alors à l'espérance de la loi normale, tandis que les points extrêmes correspondent aux valeurs atteintes avec une probabilité choisie ici égale à 5%. Ainsi, on remarque clairement que pour une distance entre appuis $d=150$ mm, les poutres ont presque autant de chance de rompre par ci-

saillement de l'âme ou par compression de la peau supérieure. En revanche, pour les essais réalisés avec une distance entre appuis $d=200$ mm et $d=250$ mm, le mode de rupture par compression de la peau supérieure doit être observé dans 95% des cas. Même remarque pour les distances entre appuis $d=80$ mm et $d=100$ mm avec une rupture par cisaillement de l'âme.

En comparant ces prédictions analytiques aux modes de rupture effectivement observés lors des essais expérimentaux présentés en [figure 4.22](#), on remarque une très bonne corrélation entre les résultats prédits aux moyens des cartes des modes de rupture et les observations réalisées.

Enfin, une étude similaire a été menée pour les poutres sandwiches avec des peaux stratifiées de type $[0/90]_s - 150 - 15.9$ testées jusqu'à la rupture pour une distance entre appuis $d=250$ mm. Les propriétés utilisées pour la construction de la carte des modes de rupture sont synthétisées dans le [tableau 4.5](#).

C_E	C_G	C_τ	E_p	σ_p	k_M	k_T	m	n
0.35	1.4	0.02	12 GPa	100 MPa	1/4	1/2	1	1

TABLE 4.5 – Propriétés utilisées dans la construction d'une carte des modes de rupture pour les sandwichs $[0/90]_s - 150 - 15.9$

La [figure 4.26](#) présente la carte obtenue pour ce type de sandwich à peaux croisées. En tenant compte de la variabilité locale de la masse volumique dans l'âme, on constate que seule la rupture de la peau supérieure par compression est prévue analytiquement. C'est effectivement le seul mode de rupture observé expérimentalement.

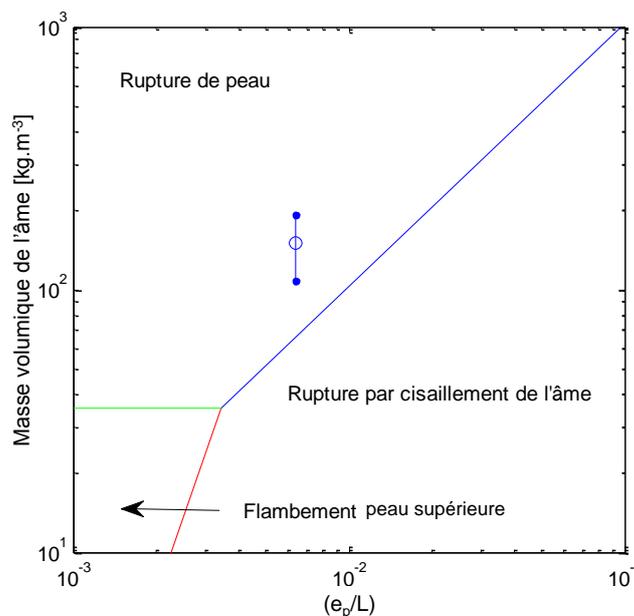


FIGURE 4.26 – Carte des modes de rupture pour les poutres sandwiches $[0/90]_s - 150 - 15.9$

Ainsi, cette approche analytique validée par l'expérience permet de prédire avec une bonne précision les modes de rupture des structures sandwichs étudiées, selon la masse volumique d'âme utilisée et les conditions aux limites de l'essai de flexion 3-points, en tenant compte de la variabilité locale de la masse volumique de l'âme en balsa.

CONCLUSION

Dans ce chapitre, diverses caractérisations expérimentales quasi-statiques des sandwichs étudiés ont été présentées. Tout d'abord, la résistance de l'interface entre les peaux et l'âme a été caractérisée en traction perpendiculaire. Une fois la qualité de l'interface vérifiée, le comportement en flexion 3-points de deux types de sandwichs a été analysé. Les propriétés élastiques des différentes poutres ont pu être déterminées. Ainsi, les propriétés principales des constituants ont été déduites des essais réalisés sur les poutres sandwichs, notamment le module d'Young des peaux et le module de cisaillement de l'âme. Ces résultats ont été comparés aux mesures réalisées directement sur les constituants. Cette comparaison a permis de mettre en évidence une rigidification de l'âme en balsa du fait de l'absorption d'une certaine quantité de résine lors du procédé de mise en oeuvre par infusion. Enfin, une étude de la rupture a été réalisée sur une série de poutres sandwichs à peaux unidirectionnelles avec différentes distances entre appuis, privilégiant dans certains cas la flexion pure et dans d'autre cas une sollicitation en cisaillement de l'âme. Deux modes de ruine ont principalement été étudiés, la rupture par cisaillement de l'âme et en compression de la peau supérieure. La variabilité des contraintes à la rupture mesurées pour ces deux modes a été discutée. Par la suite, une étude analytique visant à construire une carte des modes de rupture a été réalisée. Cette étude a montré une très bonne corrélation avec les résultats expérimentaux. D'autre part, la prise en compte de la variabilité locale des propriétés mécaniques du balsa a permis d'expliquer la variabilité très importante des propriétés à la rupture, observée dans une configuration d'essai particulière.

COMPORTEMENT DES SANDWICHS SOUMIS À DES SOLLICITATIONS DYNAMIQUES

SOMMAIRE

5.1	INTRODUCTION	115
5.2	COMPORTEMENT EN FATIGUE	115
5.2.1	Comportement des éco-composites en fatigue cyclique	116
5.2.2	Protocole expérimental	117
5.2.3	Evolution des propriétés mécaniques	118
5.2.4	Durée de vie	120
5.2.5	Ruptures des poutres en fatigue	120
5.2.6	Amortissement en fatigue	123
5.2.7	Discussion	128
5.3	COMPORTEMENT À L'IMPACT	130
5.3.1	Paramètres influant sur la nature de la sollicitation	130
5.3.2	Comportement à l'impact des éco-composites	132
5.3.3	Protocole expérimental	133
5.3.4	Analyse des résultats	135
5.3.4.1	Influence de l'énergie d'impact	135
5.3.4.2	Influence des propriétés de l'âme	141
5.3.4.3	Influence de la séquence d'empilement des peaux	143
5.3.5	Synthèse et discussion	144
	CONCLUSION	146

Ce chapitre présente une étude expérimentale du comportement des structures sandwichs soumises à deux types de chargement dynamiques : la fatigue cyclique en flexion 3-points et l'impact. La première partie de ce chapitre décrit les résultats obtenus en fatigue. Les sandwichs sont sollicités en flexion 3-points dans deux configurations - poutres longues et poutres courtes - privilégiant respectivement le comportement en flexion pure et le comportement en cisaillement de l'âme. En premier lieu, une revue de la littérature concernant le comportement en fatigue des composites et des sandwichs bio-sourcés est proposée. Par la suite, après la description du protocole expérimental utilisé, les résultats concernant l'évolution des propriétés mécaniques en fonction du nombre de cycles sont présentés. Pour déterminer les performances des matériaux en fatigue, les durées de vie sont données dans un diagramme d'endurance (courbes de Wöhler). De plus, une comparaison avec certaines poutres sandwichs non bio-sourcées est proposée afin de situer les performances de cet éco-matériau par rapport à des structures classiques. Enfin, les modes de rupture des poutres sandwichs sont analysés et comparés à ceux observés en flexion quasi-statique. La seconde partie de ce chapitre présente les résultats obtenus lors des essais d'impact. Après une revue de la littérature, le protocole expérimental utilisé est présenté. Celui-ci permet l'étude de l'indentation de la structure sandwich à faible vitesse et à faible énergie. Une première analyse concernant l'influence de l'énergie de l'impact sur la réponse des sandwichs est présentée. Les mécanismes de rupture observés sont décrits et analysés. Pour approfondir les résultats obtenus, l'influence des caractéristiques des constituants, notamment de l'épaisseur et de la masse volumique de l'âme, ainsi que de la séquence d'empilement des peaux a été étudiée. Ces résultats ont permis de proposer une chronologie des mécanismes d'endommagement survenant au cours de l'impact.

5.1 INTRODUCTION

Le comportement des matériaux éco-composites sandwichs soumis à des chargements dynamiques doit être étudié si l'on envisage leur utilisation dans une quelconque application industrielle. La fatigue et l'impact constituent deux exemples courants de ce type de sollicitation. Dans l'industrie du transport par exemple, qui utilise beaucoup de matériaux sandwichs, le comportement en fatigue doit être connu avec précision pour permettre un dimensionnement approprié des structures. En effet, la résistance et la durée de vie des matériaux en fatigue sont la plupart du temps des éléments de dimensionnement plus critiques que les propriétés statiques ultimes. De plus, selon l'utilisation prévue par le cahier des charges, le comportement des structures à l'impact peut être un élément clé. Les panneaux sandwichs peuvent en effet être amenés à subir diverses formes de chocs, tels que des projections de débris extérieurs dans le cas d'applications de type cloison, ou encore des chutes d'objets pour des planchers, etc. Selon l'application visée, on peut alors attendre de ces structures non seulement de résister à l'impact, mais aussi de protéger un contenu (passagers, marchandises, etc.), ou encore d'absorber au maximum l'énergie de l'impact ou du crash. Par ailleurs, les propriétés résiduelles des matériaux soumis à des sollicitations de type fatigue et/ou impact doivent être estimées. Elles sont nécessaires pour permettre le dimensionnement de structures tolérantes aux dommages. Cette notion, introduite dans les années 1970 dans l'industrie aéronautique civile, définit en effet la capacité d'une structure à supporter un endommagement, dû (entre autre) à la fatigue ou à l'impact, en cours de sollicitation.

Dans ce contexte, ce chapitre présente une analyse expérimentale du comportement en fatigue et à l'impact des structures éco-composites sandwichs étudiées. L'objectif de cette étude n'est pas de réaliser une caractérisation complète, mais de mettre en évidence les principaux aspects du comportement de cet éco-matériau soumis à ces deux types de chargement. Ainsi, les données obtenues pourront être comparées aux propriétés de structures existantes. Enfin, elles pourront servir de base à la réalisation d'études numériques ou expérimentales plus approfondies.

5.2 COMPORTEMENT EN FATIGUE

L'endommagement des matériaux en fatigue est un phénomène majeur à considérer dans le dimensionnement d'une structure. En effet, durant sa vie, les contraintes mécaniques appliquées sont généralement très inférieures aux contraintes à la rupture en statique, mais elles peuvent être répétées un très grand nombre de fois. Au cours de ces sollicitations cycliques, des défauts peuvent apparaître et se propager, entraînant alors une baisse des propriétés mécaniques pouvant mener à la ruine de la structure. Par exemple, pendant un vol, les ailes d'un avion sont soumises à des déformations en flexion dues aux turbulences de l'air. De même, lorsqu'une voiture roule, ses sus-

pensions sont en permanence sollicitées du fait des défauts de la route. Dans ces deux cas, les efforts subis par les structures (l'aile de l'avion ou les suspensions du véhicule) sont faibles, mais peuvent être répétés des millions de fois au fil de l'utilisation de ces véhicules. Pour ne citer qu'un exemple célèbre, le 28 avril 1988, le Boeing 737 du vol 243 d'Aloha Airlines a subi une perte de structure très importante (35 m² de fuselage en plein vol). Les principaux rapports d'enquête concluent à une rupture en fatigue exacerbée par des criques de corrosion, entraînant ainsi une décompression explosive de l'appareil. Celui-ci avait subi près de 90 000 cycles de décollage/atterrissage.

Ainsi, cette section présente les résultats d'une étude expérimentale menée sur des sandwichs Lin/Elium/Balsa. Deux types de poutres, privilégiant la traction/compression des peaux et le cisaillement de l'âme, préalablement étudiées en flexion quasi-statique au chapitre précédent, ont été testées en flexion 3-points avec différents niveaux de chargement afin d'étudier leur comportement en fatigue.

5.2.1 Comportement des éco-composites en fatigue cyclique

Plusieurs études ont déjà été menées dans le but de caractériser le comportement en fatigue de composites renforcés de fibres végétales. Shah et al. [103] ont étudié différents composites renforcés de fibres de chanvre, de jute et de lin. Les auteurs ont mis en évidence l'influence des renforts et de leur architecture dans le comportement des éco-composites en fatigue. En comparant les résultats obtenus avec des GFRP, ils concluent à des propriétés moins intéressantes pour les composites renforcés de fibres végétales. Shah et al. [53] mettent aussi en évidence une augmentation de la rigidité des composites renforcés de fibres de lin au cours des essais de fatigue. Ce phénomène est alors attribué à différents mécanismes intervenant à l'échelle de la fibre, explicités au [paragraphe 3.2.2](#), tels que la réorientation des microfibrilles de cellulose. Ce phénomène a aussi été observé par Liang et al. [104, 105]. Les auteurs étudient alors plusieurs configurations de composites Lin/Epoxy, avec des séquences d'empilement différentes. Ils concluent à une résistance mécanique en fatigue moindre pour les composites à fibre végétales (NFRP) que pour les composites à fibres de verre (GFRP). Cependant, compte tenu des différences de masse volumique entre ces deux types de composites, la résistance spécifique des NFRP devient alors plus intéressante. Plus récemment, Bensadoun et al. [54] proposent une étude très complète du comportement en fatigue de divers composites Lin/Epoxy, en comparant de nombreuses configurations (unidirectionnelles, quasi-unidirectionnelles, stratifiées croisées, tissus, etc.). Les auteurs confirment alors que le comportement en fatigue des éco-composites dépend fortement de l'architecture du renfort. De plus, les résultats obtenus notamment pour les configurations UD, quasi-UD, stratifiées et tissées révèlent des tenues en fatigue très intéressantes, comparables aux composites de type GFRP, laissant tout à fait envisager l'utilisation de ces matériaux pour des applications industrielles. Peu de résultats sont actuellement disponibles concernant le comportement en fatigue de structures sandwichs éco-composites. Plu-

sieurs études existent toutefois sur la tenue en fatigue de sandwichs à âme en balsa. Dai et al. [106] ont étudié la tenue en fatigue et en statique sous des chargements en flexion 3 et 4-points de poutres sandwichs dont les peaux sont en Verre/Vinylester et l'âme en balsa ou en mousse PVC. Les auteurs montrent alors une résistance plus élevée de l'âme en mousse PVC en cisaillement transverse. En statique comme en fatigue, ils observent une rupture de l'âme en cisaillement pour les poutres les plus courtes et une rupture des peaux en traction pour les poutres les plus longues. Dimitrov et al. [107] proposent quant à eux un modèle probabiliste de la durée en vie en fatigue de structures sandwichs avec une âme en balsa. Les auteurs constatent en effet une très grande variabilité des résultats expérimentaux attribuée en partie aux variations de propriétés mécaniques du balsa. Toutefois, il est à noter que l'endommagement et la rupture en fatigue sont des phénomènes très dispersés aussi bien pour les matériaux classiques que pour les éco-composites. Ils sont appréhendés la plupart du temps par des distributions statistiques et des niveaux de probabilité.

5.2.2 Protocole expérimental

Les poutres sandwichs ont été sollicitées en flexion 3-points selon le protocole décrit au [paragraphe 4.3.1](#). Tous les échantillons testés sont constitués de peaux en composite Lin/Elium d'épaisseur nominale $e_p=1.6$ mm avec une séquence d'empilement du type $[0/90]_s$. L'âme en balsa est d'épaisseur nominale $e_a=15.9$ mm et de masse volumique $\rho_a=150$ kg.m⁻³. Deux distances entre appuis ont été utilisées, $d=250$ mm pour favoriser la flexion pure et $d=110$ mm pour privilégier le cisaillement de l'âme. Les essais de fatigue ont été réalisés en imposant un déplacement sinusoïdal avec une fréquence de 5 Hz. Cette valeur a été choisie dans le but d'accélérer les essais, mais aussi de pouvoir comparer les résultats à ceux obtenus dans le cadre d'études réalisées sur des structures sandwichs à peaux en composite GFRP avec une âme en mousse PVC [108–110]. D'autre part, des études réalisées sur des sandwichs à âme en balsa [111] ou sur des éco-composites renforcés de fibres de lin [105] ont montré qu'une telle fréquence de sollicitation n'induit pas d'auto-échauffement significatif au sein des matériaux. Les éprouvettes ont été sollicitées avec différents niveaux de chargement r définis par :

$$r = \frac{D_{max}}{D_R} \quad (5.1)$$

où D_{max} représente le déplacement maximal appliqué et D_R le déplacement à la rupture en statique. Pour les essais réalisés avec une distance entre appuis $d=250$ mm, un déplacement moyen D_{moy} égal à 50% du déplacement à la rupture statique D_R a été imposé. En revanche, pour les distances entre appuis $d=110$ mm, le déplacement D_{moy} a été appliqué à 45% du déplacement à la rupture en statique afin d'éviter la rupture de ces éprouvettes lors de la mise en chargement. Le niveau de chargement r a été varié en modifiant l'amplitude de sollicitation. Le [tableau 5.1](#) présente les différents paramètres

d'essais utilisés. Trois éprouvettes de chaque type ont été testées afin de prendre en compte la variabilité des résultats.

Configuration	$d=250$ mm					$d=110$ mm					
Amplitude	1	1.5	2	2.5	3	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6
r (%)	60	65	70	75	80	50	55	60	65	70	75

TABLE 5.1 – Paramètres expérimentaux des différents essais de fatigue

5.2.3 Evolution des propriétés mécaniques

Les variations de la force appliquée pour un déplacement donné ont été mesurées en fonction du nombre de cycles pour les deux configurations étudiées. Des courbes représentatives de l'évolution de la charge maximale rapportée à celle des premiers cycles (F_{max}/F_{max}^0) sont présentées sur la [figure 5.1](#) en fonction du nombre de cycles (en échelle semi-logarithmique) pour différents niveaux de chargement. Comme pour la plupart des composites, la perte de rigidité caractérisée par la décroissance de la charge maximale se déroule en deux phases caractéristiques. La première se manifeste par une diminution importante du rapport F_{max}/F_{max}^0 dès les premiers cycles. Cette diminution devient ensuite progressive jusqu'à la rupture de l'éprouvette lors de la seconde phase, correspondant à la quasi-totalité de l'essai. Ces deux paliers sont attribués à l'apparition et à la propagation des mécanismes d'endommagement dans les constituants du sandwich, plus rapide lors des premiers cycles du fait de la mise en chargement de la structure. Pour l'ensemble des essais, on peut remarquer avant la rupture une variation de type logarithmique du rapport F_{max}/F_{max}^0 en fonction du nombre de cycles. Ainsi, l'évolution de la rigidité a été interpolée par une fonction logarithmique de la forme suivante :

$$\frac{F_{max}}{F_{max}^0} = \beta - \alpha \log(N) \quad (5.2)$$

où N représente le nombre de cycles et α la pente de la droite traduisant le taux de dégradation du matériau au cours de la fatigue. Pour les deux configurations étudiées, les taux de dégradation α correspondant aux différents niveaux de chargement ont été comparés. Les résultats sont présentés sur la [figure 5.2](#). Il est à noter une dispersion importante, comme le montrent les barres d'erreurs présentant l'étendue des mesures. Cette dispersion, caractéristique du phénomène de fatigue, apparaît toutefois beaucoup plus marquée dans le cas d'une distance entre appuis de 110 mm. Elle peut être en partie expliquée par le faible élanement des poutres. En effet, dans cette configuration, l'âme est sollicitée en cisaillement. Les résultats sont alors plus sensibles aux variations de propriétés mécaniques locales du balsa. Malgré cette dispersion, on peut remarquer dans le cas d'une distance entre appuis de 250 mm que le taux de dégradation augmente quasi linéairement avec le niveau de chargement, entraînant ainsi une rupture précoce pour des niveaux de chargement élevés. Cette tendance est moins marquée pour une distance entre appuis de 110 mm.

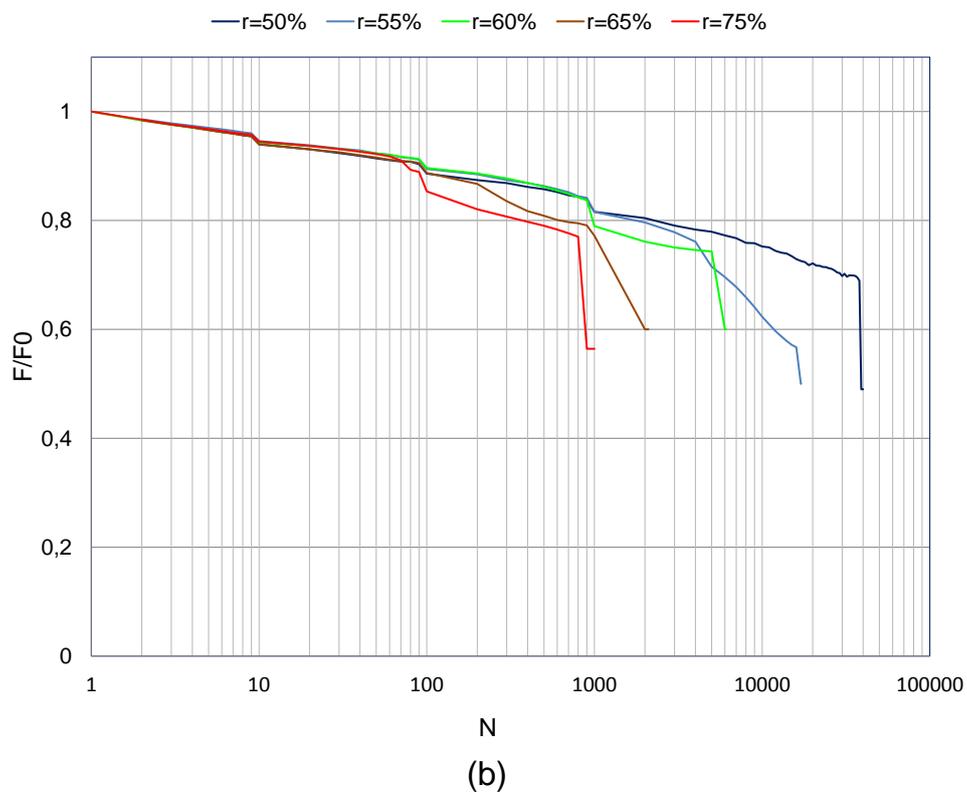
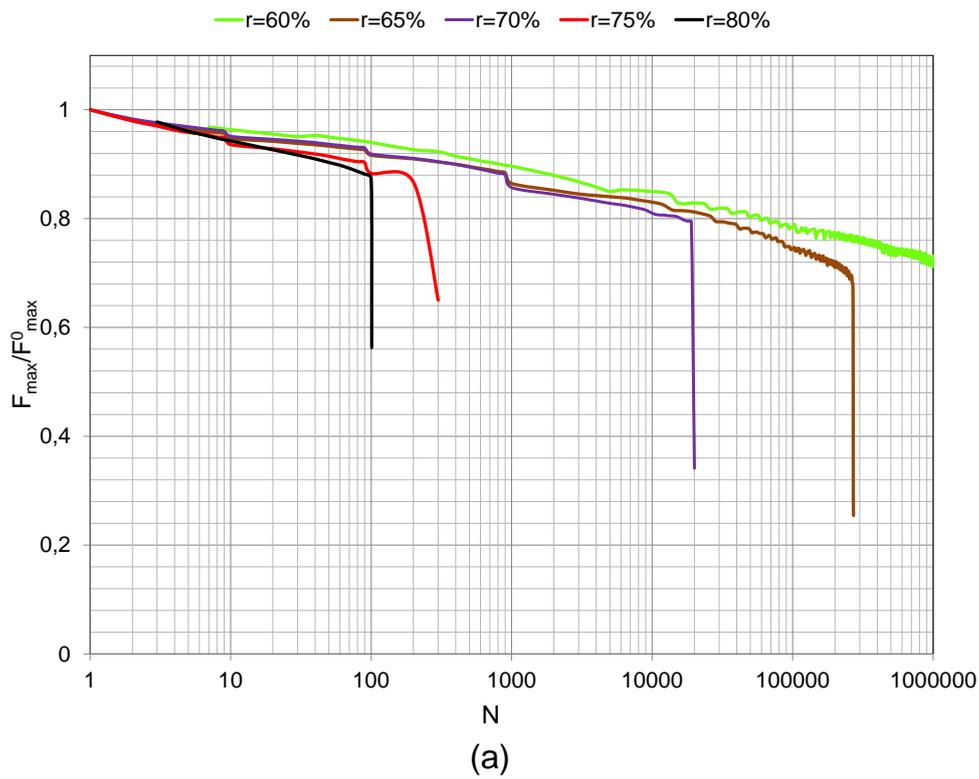


FIGURE 5.1 – Courbes représentatives de l'évolution du rapport F_{\max}/F_{\max}^0 en fonction du nombre de cycles pour différents niveaux de chargement r et pour deux distances entre appuis : a) $d=250\text{mm}$ et b) $d=110\text{mm}$

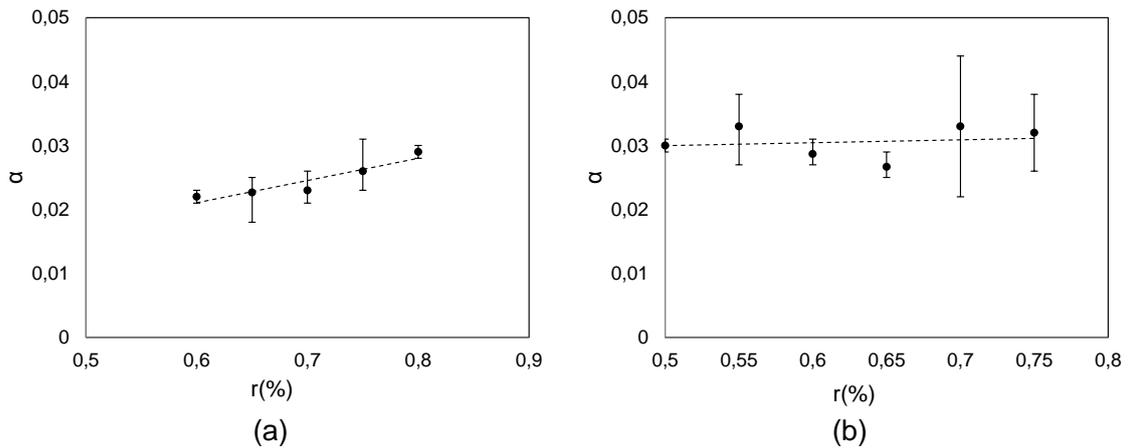


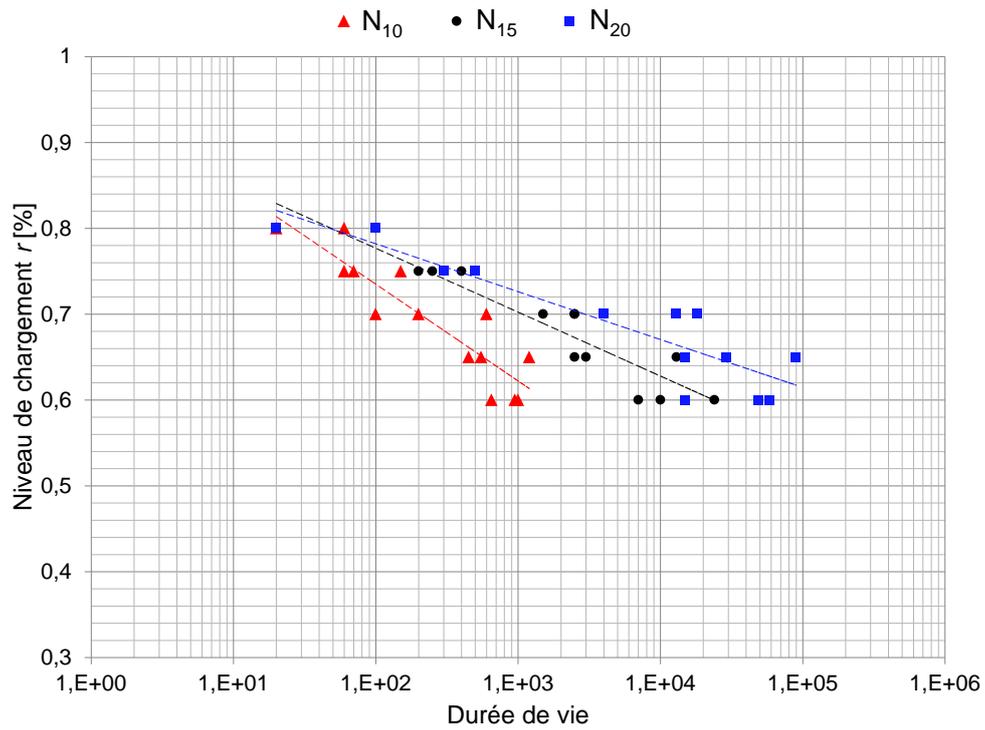
FIGURE 5.2 – Evolution du paramètre α en fonction du niveau de chargement pour les distances entre appuis : a) $d=250\text{mm}$ et b) $d=110\text{mm}$.

5.2.4 Durée de vie

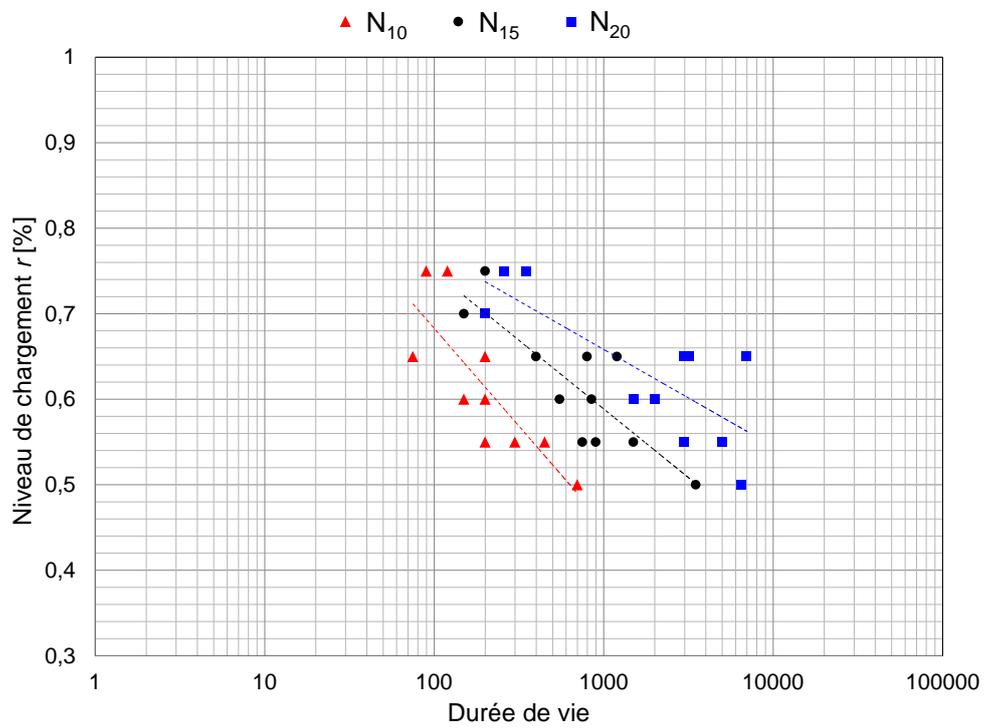
Dans le cas de la fatigue en flexion à déplacement imposé, une rupture franche des éprouvettes n'est pas toujours observée pour les niveaux de chargement les moins élevés. De ce fait, trois critères de fin de vie ont été définis pour la construction des courbes de Wöhler, notés N_{10} , N_{15} et N_{20} , correspondant respectivement à une diminution de la charge initiale (rapportée à celle des premiers cycles) de 10%, 15% et 20%. Les résultats obtenus pour les deux configurations sont présentés sur la [figure 5.3](#). Ces figures présentent les durées de vie pour les différents niveaux de chargement imposés, c'est à dire le nombre de cycles nécessaires pour atteindre les critères définis précédemment. Malgré une dispersion importante, les résultats obtenus peuvent être interpolés par des droites logarithmiques. La convergence vers l'unité montre bien que, pour un niveau de chargement proche de 100%, la rupture a lieu dès les premiers cycles. Par ailleurs, pour un niveau de chargement et un critère de fin de vie donné, on remarque que la durée de vie des poutres avec une distance entre appuis de 110 mm est inférieure à celle des sandwichs testés avec une distance entre appuis de 250 mm. Ainsi, les sandwichs sont plus rapidement endommagés lorsque l'âme est fortement sollicitée en cisaillement. On remarque là encore une dispersion des résultats caractéristique du phénomène de fatigue. Cette dispersion est toutefois plus importante lorsque la distance entre appuis est faible.

5.2.5 Ruptures des poutres en fatigue

Une analyse post-mortem des principaux modes de ruine a été effectuée sur toutes les éprouvettes ayant rompu pour les deux configurations étudiées. Les [figures 5.4](#) à [5.7](#) présentent les différents cas de figure rencontrés. Pour les essais effectués avec une distance entre appuis $d=250\text{ mm}$, c'est la rupture par compression de la peau supérieure qui a été constatée dans la quasi totalité des cas ([figure 5.4](#)). Par contre, pour les poutres en configuration $d=110\text{ mm}$, c'est la rupture par cisaillement de l'âme en balsa qui a été



(a)



(b)

FIGURE 5.3 – Courbes de Wöhler pour les éprouvettes testées avec les distances entre appuis a) $d=250$ mm et b) $d=110$ mm

observée dans tous les cas, suivie par une décohésion des interfaces peau/âme (supérieure et inférieure). Ces observations coïncident avec celles effectuées lors de l'analyse des modes de rupture en flexion statique présentée au chapitre 4 en section 4.5. Moins de 10% des éprouvettes considérées ont présenté des modes de rupture inattendus dans la configuration $d=250$ mm. En effet, une rupture en traction de la peau inférieure sans traces macroscopiques visibles d'endommagement de la peau supérieure a été observée (figure 5.6), ainsi qu'une rupture précoce par décohésion peau/âme et flambement de la peau supérieure (figure 5.7). Ces deux modes de ruine restent toutefois des cas isolés.

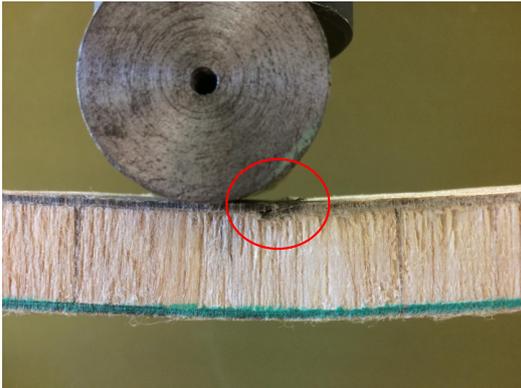


FIGURE 5.4 – Rupture par compression de la peau supérieure

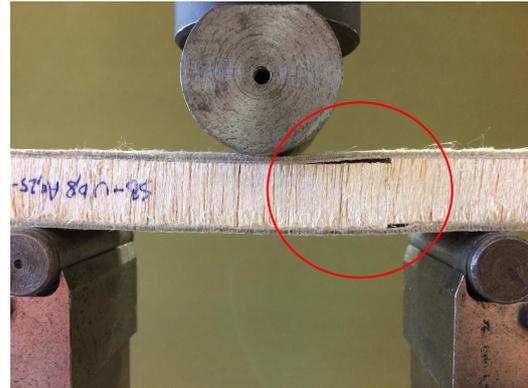


FIGURE 5.5 – Rupture par cisaillement de l'âme en balsa

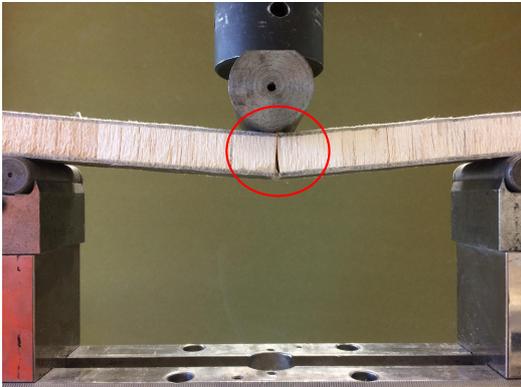


FIGURE 5.6 – Rupture en traction de la peau inférieure

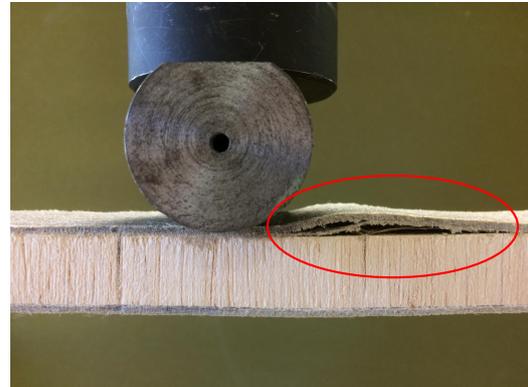


FIGURE 5.7 – Rupture par flambement local de la peau supérieure et décohésion peau/âme

Si l'on reporte les deux types de poutres étudiés sur la carte des modes de rupture pour le sandwich de type $[0/90]_s - SB100 - 15.9$, présentée en figure 5.8, on constate que ce sont les deux modes de rupture prédits analytiquement par la théorie présentée au paragraphe 4.5.2. Il convient de conclure que les modes de rupture en flexion 3-points sont semblables pour les sollicitations quasi-statiques et pour les sollicitations de fatigue cyclique. Ce résultat semble confirmer les observations de Dai et al. [106] effectuées sur des sandwichs avec une âme en balsa et des peaux en composite Verre/Vinylester.

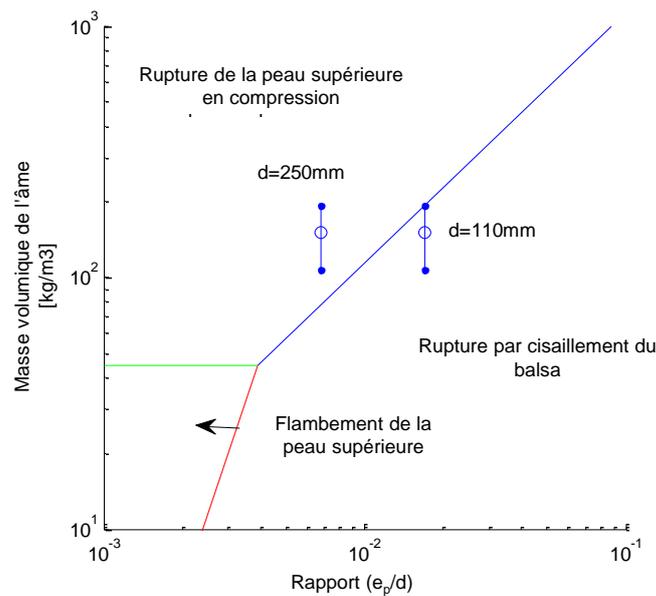


FIGURE 5.8 – Carte des modes de rupture en flexion 3-points des sandwichs $[0/90]_s - 150 - 15.9$ présentant les deux types de poutres testés en fatigue

5.2.6 Amortissement en fatigue

Dans les deux configurations testées, les caractéristiques énergétiques des cycles imposés ont été étudiées au cours de la fatigue au moyen d'une analyse de l'évolution des cycles d'hystérésis. Un exemple correspondant à une éprouvette testée avec une distance entre appuis $d=250$ mm et un niveau de chargement $r = 60\%$ est présenté en [figure 5.9](#).

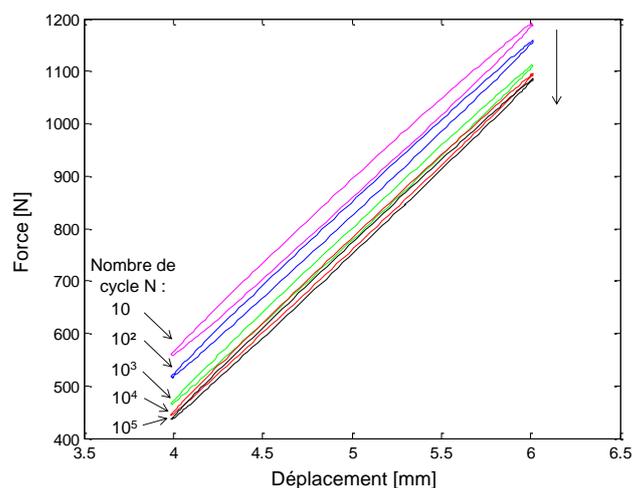


FIGURE 5.9 – Evolution des cycles d'hystérésis pour une éprouvette en configuration $d=250$ mm avec un niveau de chargement $r=60\%$

Cette figure montre l'évolution des cycles d'hystérésis pour différents nombres de cycles de fatigue. On remarque une diminution des charges maximales et minimales appliquées en fonction du nombre de cycles, comme observé au [paragraphe 5.2.3](#). D'autre part, si l'on considère le cycle présenté sur la [figure 5.10](#), il est possible de séparer l'en-

veloppe externe en deux parties : une phase de charge, pendant laquelle l'effort F et le déplacement D augmentent et une phase de décharge, pendant laquelle ces deux grandeurs diminuent.

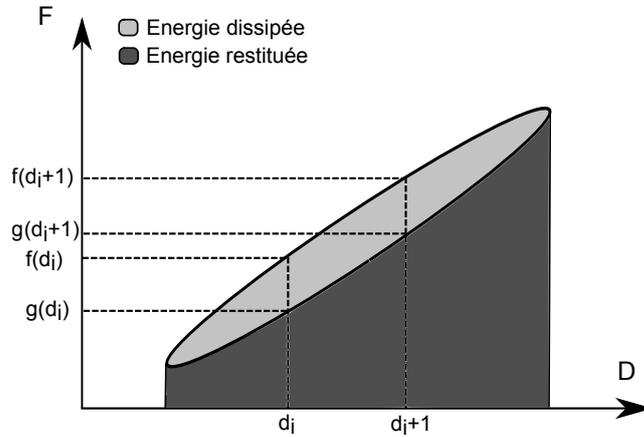


FIGURE 5.10 – Représentation d'un cycle d'hystérésis

Ainsi l'énergie apportée au système, c'est à dire l'énergie potentielle maximale E_p , est représentée par la surface totale sous la courbe de chargement (somme des aires grisées sur la figure 5.10). Pour calculer cette énergie, on peut utiliser la méthode des trapèzes. Considérant que le cycle est formé de $2n$ points de mesures, et notant $f(d_i)$ l'image du point de déplacement d_i sur la phase de charge, et $g(d_i)$ son image sur la phase de décharge, alors l'énergie potentielle E_p est donnée par [109, 110] :

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

De plus, l'aire sous la courbe de décharge, correspond à l'énergie restituée E_r , donnée par :

$$E_r = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n (d_{i+1} - d_i) (g(d_{i+1}) + g(d_i)) \quad (5.4)$$

La différence entre ces deux énergies, représentée par la surface à l'intérieur du cycle, correspond à l'énergie dissipée E_d par le matériau. Elle se calcule par :

$$E_d = \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n (d_{i+1} - d_i) \left((f(d_{i+1}) + f(d_i)) - (g(d_{i+1}) + g(d_i)) \right) \quad (5.5)$$

D'autre part, le facteur de perte η défini comme le rapport entre l'énergie dissipée et l'énergie potentielle est donné par :

$$\eta = \frac{E_d}{2\pi E_p} \quad (5.6)$$

Les figures 5.11 et 5.12 présentent l'évolution de l'énergie potentielle, dissipée et

du facteur de perte en fonction du nombre de cycles pour les deux distances entre appuis étudiées. La variabilité des résultats obtenus est représentée par des barres d'erreurs indiquant l'étendue des mesures réalisées. L'influence du niveau de chargement est nettement visible. En effet, plus la valeur de r est élevée plus les quantités d'énergies potentielle et dissipée sont importantes pour les deux configurations. Quelle que soit la distance entre appuis, on remarque pour tous les niveaux de chargement une diminution progressive de l'énergie potentielle (figure 5.11.a et figure 5.12.a). Celle-ci s'explique par la diminution de la force appliquée pour un déplacement imposé, comme mentionné au paragraphe 5.2.3. Enfin, l'énergie dissipée (figure 5.11.b et 5.12.b) est initialement décroissante pour tous les niveaux de chargement au cours des premiers cycles, puis se stabilise lorsque le nombre de cycles augmente pour les niveaux de chargement les plus faibles. L'analyse de l'évolution du facteur de perte, présentée en figure 5.11.c et figure 5.12.c montre là encore une phase décroissante durant les premiers cycles, suivie d'une augmentation progressive pour les cycles élevés. D'autre part, pour un niveau de chargement et un nombre de cycles donnés, le facteur de perte est plus élevé pour la distance entre appuis la plus courte. Ce résultat permet de montrer que l'âme en balsa dissipe plus d'énergie en cisaillement que les peaux en traction/compression, du fait d'un comportement plus viscoélastique.

Les variations des énergies potentielle et dissipée ainsi que du facteur de perte au cours de l'essai de fatigue peuvent être expliquées par l'évolution des différents mécanismes d'endommagement au sein du matériau. Le balsa étant un matériau cellulaire, au même titre que les mousses ou les nids d'abeilles, la diminution initiale de la quantité d'énergie dissipée au cours des premiers cycles peut être attribuée à l'apparition des premiers mécanismes d'endommagement irréversibles, tels que l'écrasement ou la rupture des parois cellulaires de l'âme. Ces phénomènes peuvent permettre l'évacuation d'une certaine quantité d'air emprisonné dans les cellules [112, 113]. Or, le phénomène de compression/décompression de l'air piégé dans l'âme est en partie responsable de l'amortissement des sandwichs. Ce phénomène peut ainsi expliquer la diminution du facteur de perte observé lors des premiers cycles pour les deux configurations étudiées. Par la suite, après un nombre suffisant de cycles, les cellules de balsa à proximité de l'appui supérieur deviennent totalement écrasées. L'âme commence alors à agir localement comme un matériau continu non-poreux. Toutefois, lorsque le nombre de cycles augmente, la quantité de micro-endommagements augmente aussi. Ainsi, sous l'effet accentué des mécanismes de friction, une quantité croissante d'énergie se trouve dissipée par effet Joule, pouvant ainsi expliquer l'augmentation du facteur de perte observée à partir d'un certain nombre de cycles. Une corrélation entre l'évolution du facteur de perte et la quantité d'endommagement dans les sandwichs a en effet été montrée par Ben Ammar et al. [114] lors d'essais de fatigue suivis par émission acoustique sur des structures sandwichs avec âme en mousse et des peaux en composite Verre/Epoxy.

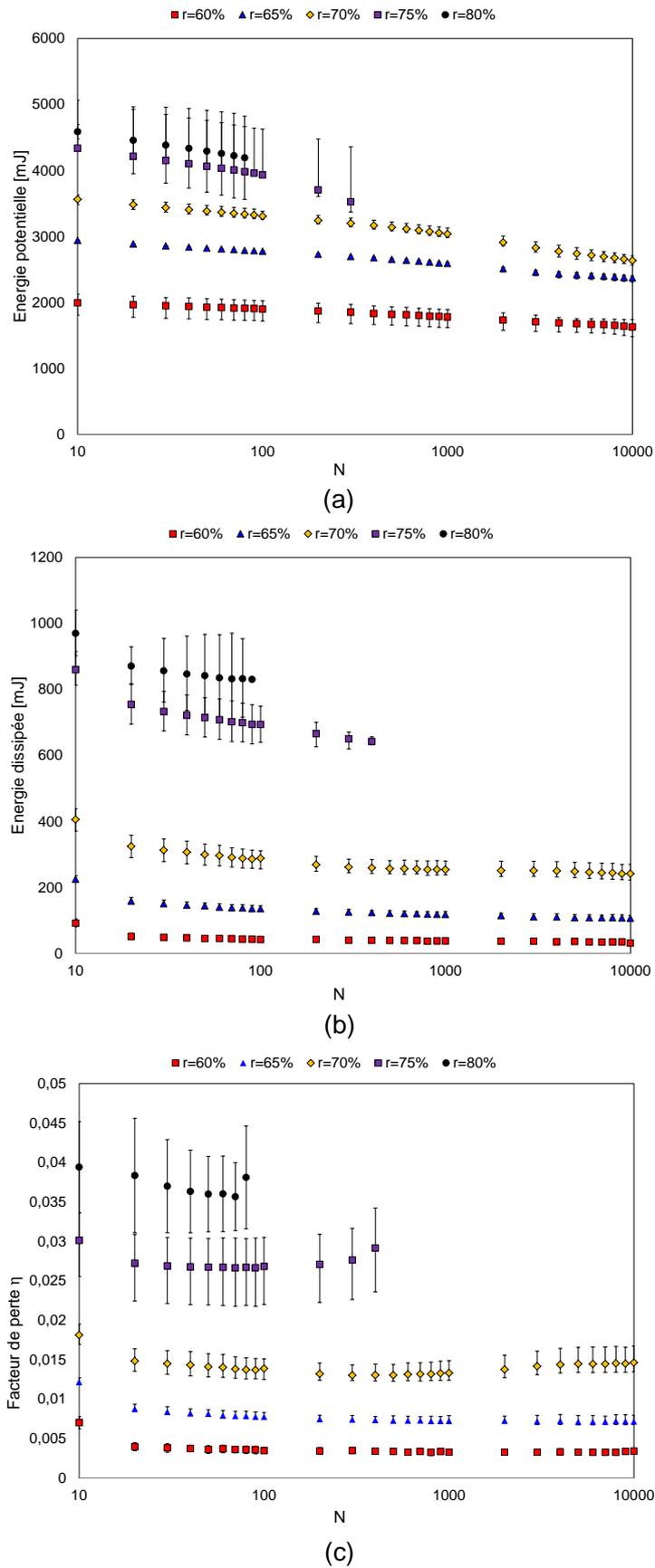


FIGURE 5.11 – Evolution des différentes énergies en fonction du nombre de cycles pour les éprouvettes testées avec une distance entre appuis de 250 mm pour différents niveaux de chargement : a) énergie potentielle, b) énergie dissipée et c) facteur de perte

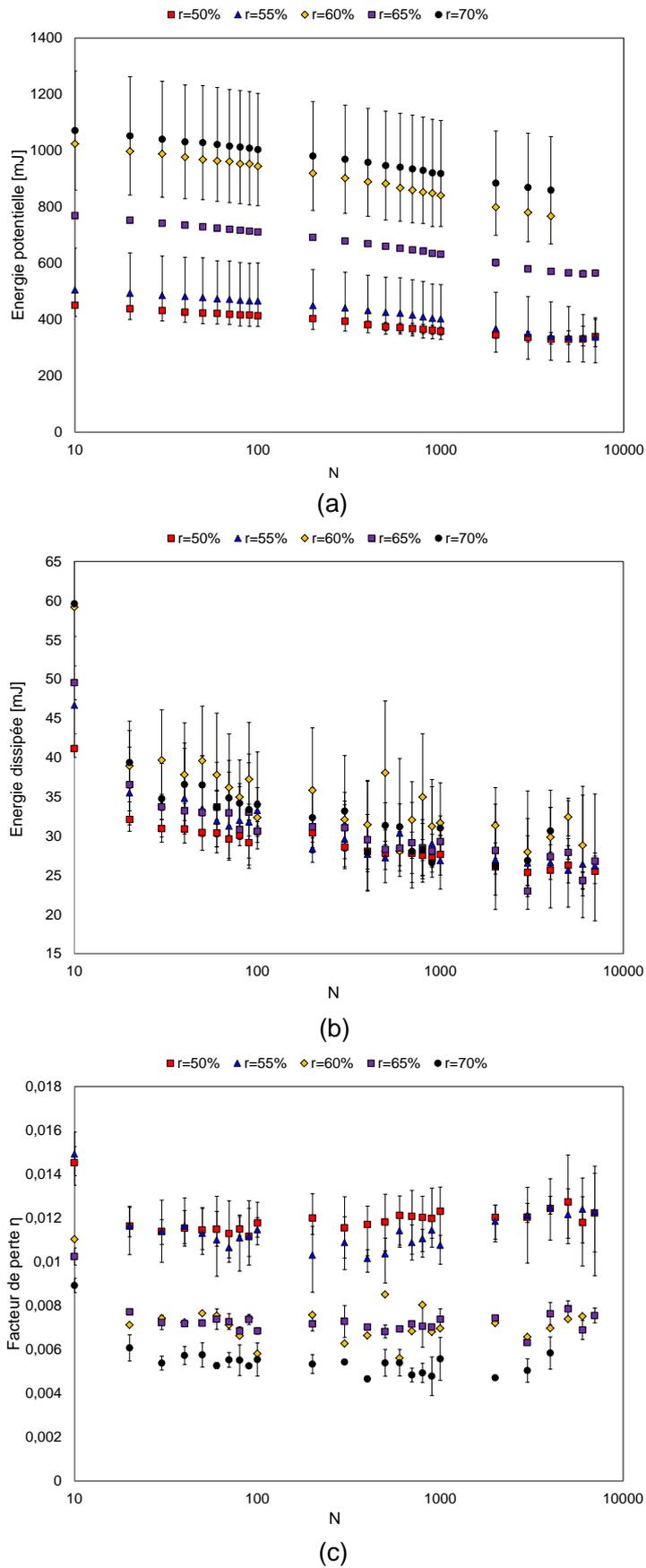


FIGURE 5.12 – Evolution des différentes énergies en fonction du nombre de cycles pour les éprouvettes testées avec une distance entre appuis de 110 mm pour différents niveaux de chargement : a) énergie potentielle, b) énergie dissipée et c) facteur de perte

5.2.7 Discussion

La comparaison des performances en fatigue de structures sandwichs n'est pas facile, compte tenu des différences qui peuvent exister entre ces structures, leurs constituants, le protocole expérimental utilisé, etc. Afin de proposer une comparaison des durées de vie des éco-sandwichs étudiés avec des structures ayant des propriétés géométriques et des caractéristiques matériaux relativement proches, les résultats expérimentaux concernant les sandwichs de type $[0/90]_s - 150 - 15.9$ ont été confrontés à ceux obtenus au laboratoire par Farooq et al. [108] et Assarar et al. [109]. Les principales caractéristiques des différentes poutres comparées sont synthétisées dans le [tableau 5.2](#), afin de rendre compte des différences existantes entre ces structures. Toutes possèdent des peaux composites stratifiées constituées de plis unidirectionnels avec une séquence d'empilement de type $[0/90]_s$.

Poutres	Fibres	Matrice	Ame	e_p	e_a	ρ_a	ϕ_v^f	Référence
Unité	-	-	-	(mm)	(mm)	(kg.m ⁻³)	(%)	-
A	Lin	Elium	Balsa	1.6	15.9	150	35-40	-
B	Verre	Epoxy	Mousse PVC	1	15	200	~50	[108]
C	Verre	Epoxy	Mousse PVC	1	15	100	~50	[108]
D	Verre	Epoxy	Mousse PVC	3	15	200	~50	[109]

TABLE 5.2 – Caractéristiques principales des poutres sandwichs

Les durées de vie avec un critère N_{10} ont été comparées. Pour ce faire, les courbes de Wöhler présentées sur la [figure 5.3](#) ont été interpolées par une droite logarithmique d'équation :

$$r = 1 - B \log(N_{10}) \quad (5.7)$$

L'inverse de la pente B des courbes de Whöler des différents matériaux a été considérée. Ainsi, les matériaux avec le ratio $1/B$ le plus élevé présentent la durée de vie la plus longue et le taux d'endommagement le plus faible. Dans tous les cas, les poutres ont été sollicitées en flexion 3-points avec une distance entre appuis $d=250$ mm. Les résultats de cette comparaison sont présentés sur la [figure 5.13](#)

On remarque alors que la durée de vie de la structure éco-sandwich étudiée est comparable à celles des structures non bio-sourcées considérées. Le ratio $1/B$ apparaît légèrement plus faible. Toutefois, ce résultat est à pondérer par les différences existantes entre les différentes structures comparées (notamment l'épaisseur des peaux, le taux volumique de fibres des composites, etc.) ainsi que par le gain de masse possible du fait de l'utilisation de fibres de lin en guise de renfort.

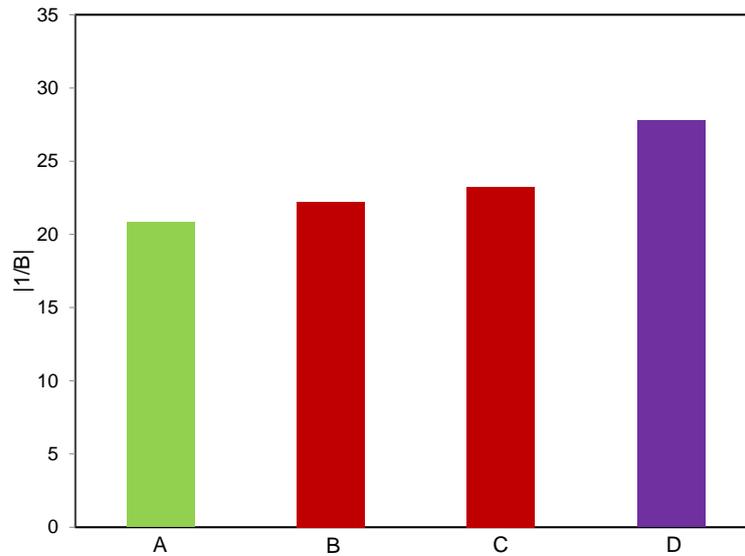


FIGURE 5.13 – Comparaison de l'inverse des pentes $1/B$ des droites de Wöhler pour quatre sandwichs

Compte tenu des résultats obtenus, les perspectives suivantes peuvent être envisagées. D'une part, une approche statistique et probabiliste doit être employée pour décrire plus précisément la durée de vie de ce matériau. En effet, une variabilité très importante des résultats est observée et doit être prise en compte. D'autre part, des essais supplémentaires doivent être réalisés dans le but de déterminer la résistance résiduelle du matériau soumis à différents cycles de fatigue. Ces informations paraissent en effet indispensables pour le dimensionnement des structures. Enfin, une analyse approfondie de l'endommagement, impliquant une étude de l'évolution des mécanismes d'endommagement à l'échelle de la microstructure des constituants, peut être réalisée. L'utilisation de la technique d'émission acoustique peut être envisagée, de la même manière que pour l'étude réalisée au [chapitre 3](#). Une telle approche permettrait d'identifier et de suivre l'évolution des principaux phénomènes d'endommagement, et de discuter de leurs effets sur le comportement mécanique résiduel de la structure.

5.3 COMPORTEMENT À L'IMPACT

Tout au long de son service, une structure peut subir différents types d'impacts. Parmi les plus fréquemment évoqués, on peut citer : les projections de graviers ou de cailloux, les chutes d'outils au cours de la mise en oeuvre des structures ou des opérations de maintenance, la grêle ou encore les "bird-strikes", c'est à dire les impacts d'oiseaux sur des structures aéronautiques en vol. Tous ces types d'impacts ont des caractéristiques différentes et donc de multiples répercussions possibles sur les propriétés de la structure. Ainsi, la caractérisation du comportement au choc d'un matériau dépend fortement de son utilisation et donc du type d'impact auquel il est susceptible d'être soumis. En fonction du cahier des charges, on peut chercher à étudier par exemple la résistance à l'impact, c'est à dire l'énergie nécessaire à l'apparition des premiers mécanismes d'endommagement. De plus, il est important de connaître les propriétés résiduelles du matériau après l'impact, pour savoir si la structure nécessite une réparation immédiate ou si elle peut rester en service malgré les dommages causés. Cet aspect est particulièrement important en ce qui concerne les chocs à faible énergie, qui ne laissent pas forcément de traces visibles mais peuvent provoquer des dommages internes importants. D'autre part, la capacité d'absorption d'énergie par le matériau ou la structure peut aussi être un paramètre à étudier si celle-ci a une fonction de protection contre les chocs par exemple.

Dans ce contexte, cette section présente une analyse expérimentale du comportement à l'impact des sandwichs Lin/Elium/Balsa. En première approche, les conditions expérimentales ont été choisies de manière à privilégier l'indentation locale du matériau avec des conditions aux limites restreintes, en imposant des chocs à faible vitesse et faible masse. L'objectif principal est d'étudier la résistance de la structure à ce type de chargement ainsi que les principaux mécanismes d'endommagement. De plus, l'influence des propriétés des constituants, telles que l'épaisseur et la masse volumique de l'âme, ou la séquence d'empilement des peaux est étudiée.

5.3.1 Paramètres influant sur la nature de la sollicitation

Il existe de nombreux paramètres pouvant influencer la nature de l'impact et donc ses effets sur le matériau étudié. Les principaux sont :

- **La vitesse** : les essais de choc impliquent généralement des vitesses de déformation comprises entre 1 et 10^5 s^{-1} . On distingue généralement les essais dits à faible vitesse, correspondant aux "petits chocs", des impacts à haute vitesse qui comprennent par exemple les essais balistiques. La frontière entre ces deux catégories fait débat dans la littérature [115]. On les différencie surtout par les conditions de propagation de la sollicitation et de l'endommagement résultant. Dans un essai à haute vitesse, les déformations restent très localisées car la durée de la sollicitation

est généralement trop faible pour permettre leur propagation à l'ensemble de la structure. Au contraire, dans un essai à faible vitesse, les déformations élastiques peuvent se propager dans tout l'échantillon.

- **L'énergie** : l'énergie de l'impact dépend de la vitesse v mais aussi de la masse m de l'impacteur. Dans le cas d'un essai réalisé avec une tour de chute, l'énergie cinétique incidente E_c est donnée par :

$$E_c = \frac{1}{2}mv^2 \quad (5.8)$$

Dans cette configuration, la vitesse de l'impacteur peut être adaptée par le choix de la hauteur h de chute. En effet, l'énergie cinétique incidente est alors égale à l'énergie potentielle de pesanteur $E_p = mgh$, où $g=9.81 \text{ m.s}^{-2}$ est l'accélération de la pesanteur. Ainsi, il existe une infinité de manières d'imposer une même énergie en variant le couple (masse, vitesse).

- **La géométrie de l'impacteur** : outre sa masse, la géométrie de l'impacteur joue un rôle important dans le type de sollicitation imposé [116]. Par exemple, il est possible d'utiliser des impacteurs hémisphériques, plans, triangulaires, etc. Ces différentes formes permettront de faire varier la surface de contact, en induisant des endommagements très différents.
- **Les conditions aux limites** : les conditions aux limites peuvent aussi modifier de manière significative la réponse mesurée. La figure 5.14 illustre deux modes de sollicitation dus à l'utilisation de deux types de conditions aux limites différentes. Par exemple, un sandwich encastré avec une surface libre de petites dimensions (figure 5.14.a) favorisera le poinçonnement local et donc la réponse des matériaux. En revanche, l'utilisation d'une surface libre importante, éventuellement associée à l'augmentation du diamètre de l'impacteur (figure 5.14.b), pourra favoriser la réponse en flexion et donc l'effet structurel du sandwich.

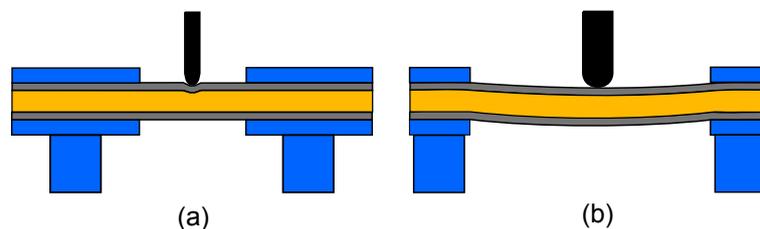


FIGURE 5.14 – Exemples de conditions aux limites favorisant : a) l'indentation du matériau et b) la flexion de la structure globale

- **Les caractéristiques de l'éprouvette** : la géométrie et les caractéristiques de l'éprouvette sont aussi des paramètres importants, particulièrement pour les structures sandwichs. Par exemple, l'épaisseur de l'âme utilisée ou la séquence d'empilement des peaux auront un effet sur la rigidité du sandwich. Ainsi, les struc-

tures les plus rigides seront endommagées très localement, tandis que les matériaux plus souples pourront davantage se déformer en flexion.

5.3.2 Comportement à l'impact des éco-composites

Parmi les travaux les plus représentatifs concernant la réponse des composites renforcés de fibres végétales (VFRP) soumis à des sollicitations de type impact, on peut citer ceux de Bledzki et al. [117]. En étudiant l'influence du taux de fibres et du taux de porosité sur la réponse de composites à matrice époxy renforcées de fibres de lin soumis à des impacts à basse énergie, les auteurs mettent en évidence (entre autres) une augmentation de la charge maximale avec l'augmentation du taux de fibres, ainsi qu'une diminution de la déformation mesurée. En effet, une plus forte rigidité augmente la force d'interaction et limite les déformations. Rodriguez et al. [118] réalisent une comparaison du comportement à l'impact de différents éco-composites de type VFRP. Ils concluent que les composites renforcés de fibres de lin possèdent la plus haute capacité à absorber l'énergie. Liang et al. [119] étudient aussi l'endommagement d'un composite à matrice époxy renforcée de fibres de lin soumis à des impacts de type faible vitesse et faible masse. Les auteurs mettent en évidence une quantité croissante d'endommagement à travers l'épaisseur du composite, au niveau des plis les plus éloignés de l'impact. Ils observent alors une propagation conique de l'endommagement, d'autant plus important que l'on s'éloigne du point d'impact. Ce phénomène, dû à la propagation de l'onde de choc dans l'épaisseur du composite, est aussi observé dans les composites de type CFRP et GFRP. A travers une étude du comportement anti-ballistique d'éco-composites renforcés de fibres de lin, de chanvre et de jute, Wambua et al. [120], observent le même phénomène. Toutefois, l'endommagement est beaucoup plus important du fait des vitesses d'impact élevées, qui ont pour conséquences des dommages très localisés.

Il existe peu de sources traitant de structures sandwichs possédant à la fois une âme bio-sourcée et des peaux en composite renforcées de fibres végétales. Toutefois, le balsa est souvent comparé à d'autres âmes telles que les mousses PU ou PVC et les structures en nid d'abeilles. Wang et al. [121] présentent par exemple une étude expérimentale comparant la réponse de panneaux sandwichs avec différentes âmes à des impacts imposés à des vitesses comprises entre 15 et 25 m.s⁻¹ avec un impacteur hémisphérique de 380 g. Les auteurs montrent que les propriétés de la structure dépendent fortement du type d'âme choisie. Par conséquent, sa sélection doit être faite attentivement pour répondre à une application particulière. Par exemple, les sandwichs à âme en balsa s'avèrent être de bons absorbeurs d'énergie, ainsi que les sandwichs à âme en liège. Pourtant, les structures à âme en nid d'abeilles polypropylène présentent le moins de déformations de la peau opposée et constituent ainsi une meilleure protection contre les chocs. Comme pour les composites, les auteurs mettent en évidence un endommagement souvent important de la face opposée au point d'impact pour les sandwichs.

Ce phénomène a souvent été identifié pour les structures à âme en balsa. En effet, dans une étude comparant des sandwichs dont les peaux sont en composite Verre/Epoxy et l'âme en balsa ou en mousse PVC, Atas et al. [66] mettent en évidence un endommagement par : 1) rupture des fibres, 2) délaminage du composite, 3) rupture transverse et en cisaillement de l'âme et 4) décohésion peau/âme au niveau de la face opposée. D'après ces auteurs, les sandwichs à âme en mousse PVC subissant des déformations plus grandes en flexion, davantage de délaminages sont observés dans les peaux composites Verre/Epoxy, alors que les phénomènes d'endommagement restent plus localisés dans le cas d'une âme en balsa. Le phénomène de décohésion de l'âme et de la peau opposée apparaît alors plus important. Suite à des observations similaires, Daniel et al. [122] concluent à une rupture catastrophique des sandwichs à âme balsa soumis à des sollicitations de type impact du fait de la faible résistance à la rupture du balsa dans le sens des fibres, malgré un bon comportement en statique. D'après les auteurs, les sandwichs à âme en mousse PVC apparaissent plus stables et absorbent mieux l'énergie de l'indentation. Toutefois, Jover et al. [123], lors d'une étude balistique sur des sandwichs à peaux en CFRP et à âme en balsa concluent à une possible utilisation d'une telle structure en guise de bouclier contre des débris secondaires projetés par exemple lors d'explosions ou de tempêtes. Les auteurs soulignent néanmoins l'importante dispersion des résultats obtenus.

5.3.3 Protocole expérimental

Cette étude expérimentale propose d'analyser le comportement des sandwichs soumis à des impacts à basse vitesse et à faible énergie. Dans le cadre de cette étude, les essais ont été réalisés au moyen d'une tour de chute IMATEK-IM-10HV, schématisée en figure 5.15.

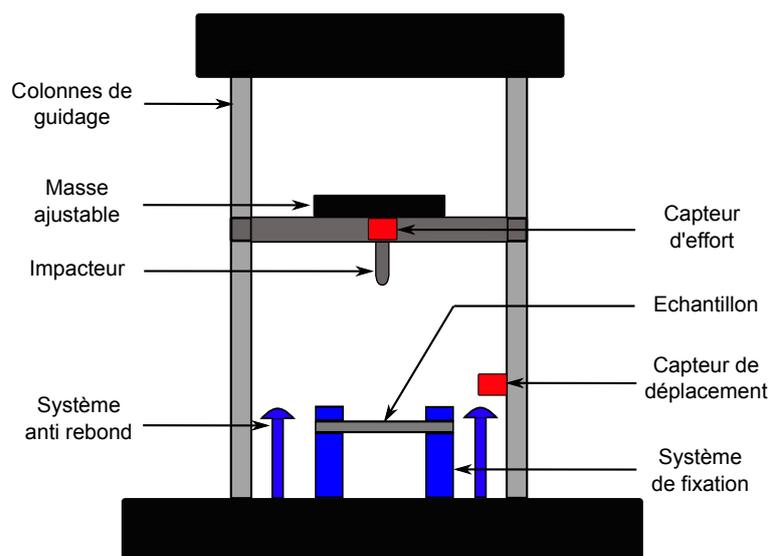


FIGURE 5.15 – Illustration d'une tour de chute

La machine est équipée d'un capteur de force de 30 kN. Le déplacement de l'indentateur est mesuré au moyen d'un capteur laser. Les essais ont été réalisés en s'inspirant des normes ASTM D5628¹ et ASTM D7766² dans les conditions de température et d'humidité ambiante. Afin de limiter la quantité de matériau nécessaire et dans le but de privilégier, dans un premier temps, l'indentation du sandwich devant sa réponse structurelle en flexion, des conditions aux limites restreintes ont été utilisées. Ainsi, les échantillons ont été encastrés avec une surface libre circulaire de 40 mm de diamètre. Le dispositif de fixation utilisé est visible sur la figure 5.16.a. Un impacteur hémisphérique de diamètre 20 mm, visible sur la figure 5.16.b, a été utilisé associé à une masse totale de 9 kg.

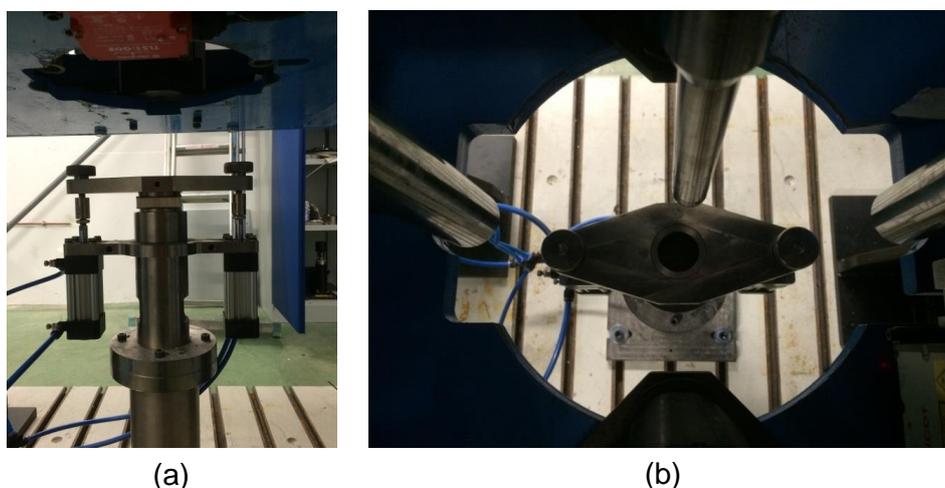


FIGURE 5.16 – Conditions aux limites utilisées pendant l'essai : a) dispositif d'encastrement pneumatique et b) aperçu de l'impacteur et de la surface libre

Plusieurs configurations d'éprouvettes sandwichs de section $60 \times 60 \text{ mm}^2$ ont été testées. Ces différentes configurations seront notées $S-\rho_a-e_a$, S désignant la séquence d'empilement des peaux ($[0/90]_s$ ou $[0_4]$), constituées de 4 plis pour une épaisseur de 1.6 mm, ρ_a la masse volumique de l'âme (100 ou 150 kg.m^{-3}) et e_a l'épaisseur de l'âme (6.4, 12.7, 15.9 ou 19.1 mm). Ainsi, différentes séries d'essais ont été menées pour mettre en évidence l'influence de l'énergie d'impact, de la séquence d'empilement des peaux, de la masse volumique et de l'épaisseur de l'âme sur la réponse du matériau. Pour chaque configuration, les essais ont été répétés au moins 5 fois afin de prendre en compte la dispersion des résultats.

1. ASTM D5628 : Standard Test Method for Impact Resistance of Flat, Rigid Plastic Specimens by Means of a Falling Dart

2. ASTM D7766 : Standard Test Method for Damage Resistance Testing of Sandwich Constructions

5.3.4 Analyse des résultats

5.3.4.1 Influence de l'énergie d'impact

L'influence de l'énergie d'impact sur les sandwichs du type $[0/90]_s - 150 - 15.9$ a été étudiée. La hauteur de chute a été adaptée pour faire varier la vitesse et imposer des énergies d'impact allant jusqu'à 20 Joules. Les principaux couples masse/vitesse utilisés ainsi que les énergies correspondantes sont synthétisés dans le [tableau 5.3](#).

Energie [J]	2	3	5	7	8	10	15	20
Masse [kg]	9	9	9	9	9	9	9	9
Vitesse [$m.s^{-1}$]	0,67	0.82	1.05	1.25	1.33	1.49	1.83	2.11

TABLE 5.3 – Principaux couples (masse, vitesse) et énergie correspondante

Tout d'abord, on remarque que dès les niveaux d'énergie les plus faibles, une déformation permanente d'un diamètre d'environ 20 mm (correspondant à celui de l'impacteur) peut être observée sur la face impactée, comme le montre la [figure 5.17](#) qui présente deux échantillons impactés à 5 et 10 Joules.

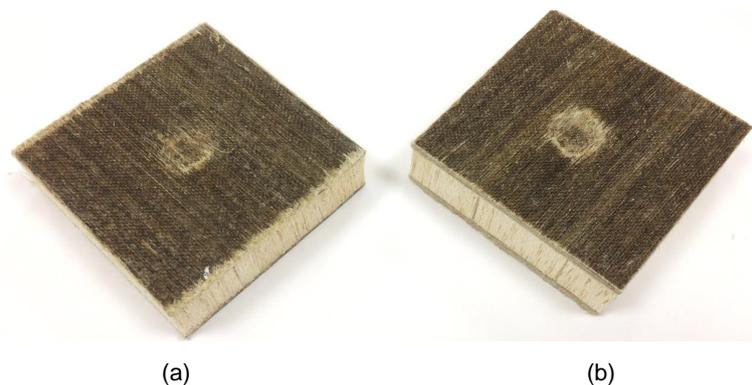
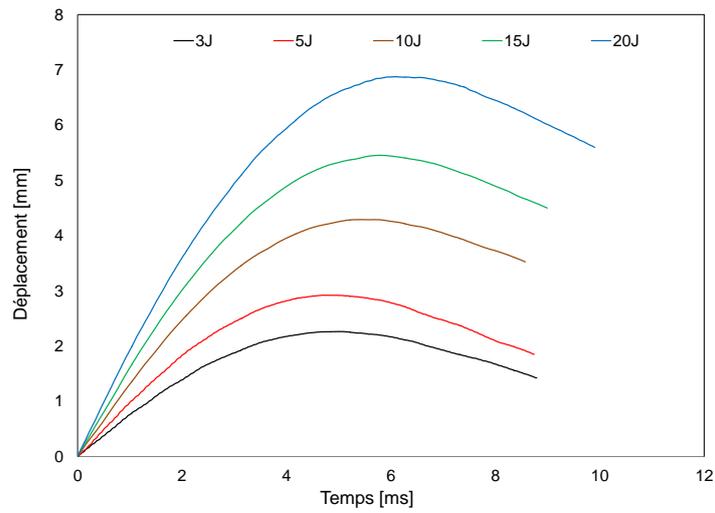


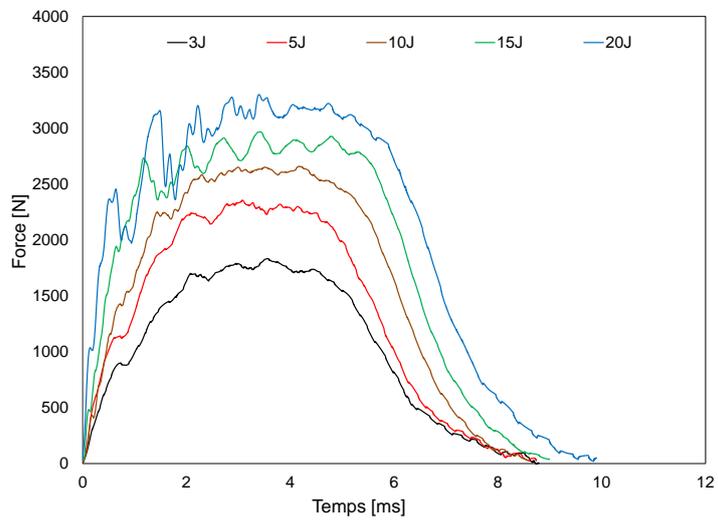
FIGURE 5.17 – Déformations permanentes visibles sur des éprouvettes $[0/90]_s-150-15.9$ impactées avec une énergie de : a) 5 J et b) 10 J

Des courbes représentatives des essais réalisés avec différents niveaux d'énergie sont présentées en [figure 5.18](#). Elles montrent l'évolution du déplacement de l'indenteur en fonction du temps ([figure 5.18.a](#)), de la charge appliquée en fonction du temps ([figure 5.18.b](#)) et de la charge en fonction du déplacement ([figure 5.18.c](#)). L'analyse de l'évolution du déplacement en fonction du temps montre deux phases distinctes, l'une croissante et l'autre décroissante. La première correspond à la pénétration de l'impacteur dans le matériau ainsi qu'à une déformation de la structure en flexion. La seconde phase correspond à un retour élastique de l'ensemble. Toutefois, on constate que le déplacement ne revient pas à zéro, du fait des déformations permanentes mentionnées précédemment.

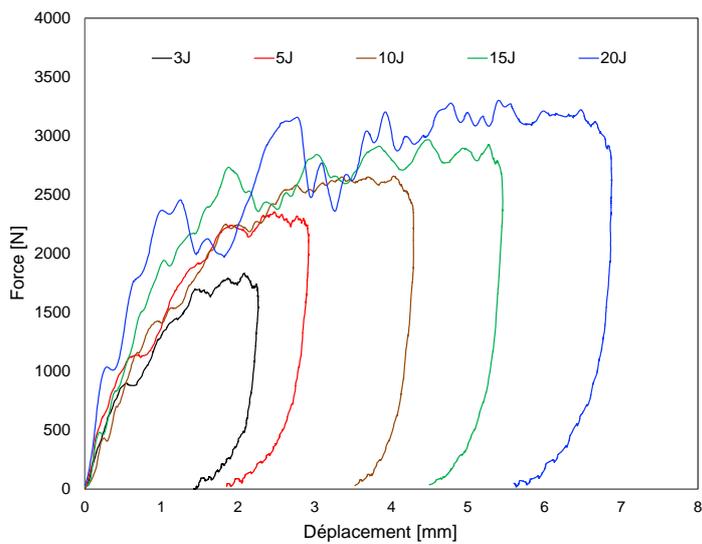
Ces deux phases se retrouvent sur la courbe représentant l'évolution de la charge en fonction du temps. La dissymétrie observée témoigne bien d'un endommagement de



(a)



(b)



(c)

FIGURE 5.18 – Courbes caractéristiques de l'influence de l'énergie d'impact : a) force/temps, b) déplacement/temps et c) force/déplacement

l'éprouvette. Il est à noter qu'après une augmentation linéaire de la force, correspondant à la déformation élastique de la structure, une succession de décrochements de la charge est visible. Ces irrégularités sont plus prononcées pour les niveaux d'énergie les plus élevés. Les plus significatives d'entre elles peuvent être attribuées à des mécanismes d'endommagement importants. On peut alors constater une diminution de la pente de la courbe force/déplacement après ces pics, traduisant une baisse de la raideur de la structure. Certains auteurs établissent des corrélations directes entre des phénomènes d'endommagement ou de rupture et les principaux décrochements de la charge [124]. Toutefois, certaines irrégularités de la courbe peuvent aussi être attribuées à des vibrations du matériau ou de la machine d'essai. En effet, l'impact imposé pouvant être assimilé à une impulsion de Dirac, génère un bruit blanc pouvant ainsi exciter les différents constituants de l'éprouvette ou de la machine à des fréquences proches de leurs fréquences de résonance.

Ces différentes courbes permettent d'introduire les principales grandeurs caractéristiques des essais. Celles-ci sont illustrées sur la figure 5.19. On s'intéressera particulièrement à la force maximale et au déplacement maximal, notés F_{max} et D_{max} . Le paramètre F_{max} est en effet caractéristique de la décélération de la charge par le matériau. Ainsi, plus la structure est amortissante, plus la valeur de F_{max} est faible. On peut aussi s'intéresser au déplacement résiduel D_r qui correspond au déplacement permanent une fois l'impacteur retiré.

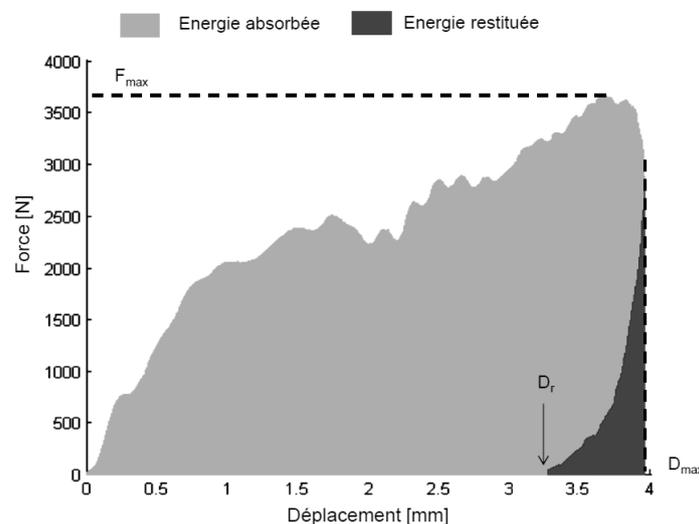


FIGURE 5.19 – Principales grandeurs caractéristiques d'un essai d'impact

D'autre part, l'aire sous la courbe de chargement correspond à l'énergie potentielle maximale E_p apportée au système. De plus, l'aire sous la courbe de décharge correspond à l'énergie élastique E_r restituée par le matériau. L'énergie absorbée E_a est la différence entre ces deux dernières grandeurs. Ces différentes énergies peuvent être calculées au moyen de la méthode des trapèzes présentée au paragraphe 5.2.4 et données en équation 5.3, 5.4 et 5.5. L'analyse des énergies permet ainsi d'étudier la capacité du maté-

riau à absorber ou à restituer l'énergie apportée par l'impacteur. Pour chaque essai les paramètres F_{max} , D_{max} , D_r , E_a et E_r ont été étudiés en fonction de l'énergie imposée. L'évolution de ces différents paramètres en fonction de l'énergie imposée est présentée sur la [figure 5.20](#).

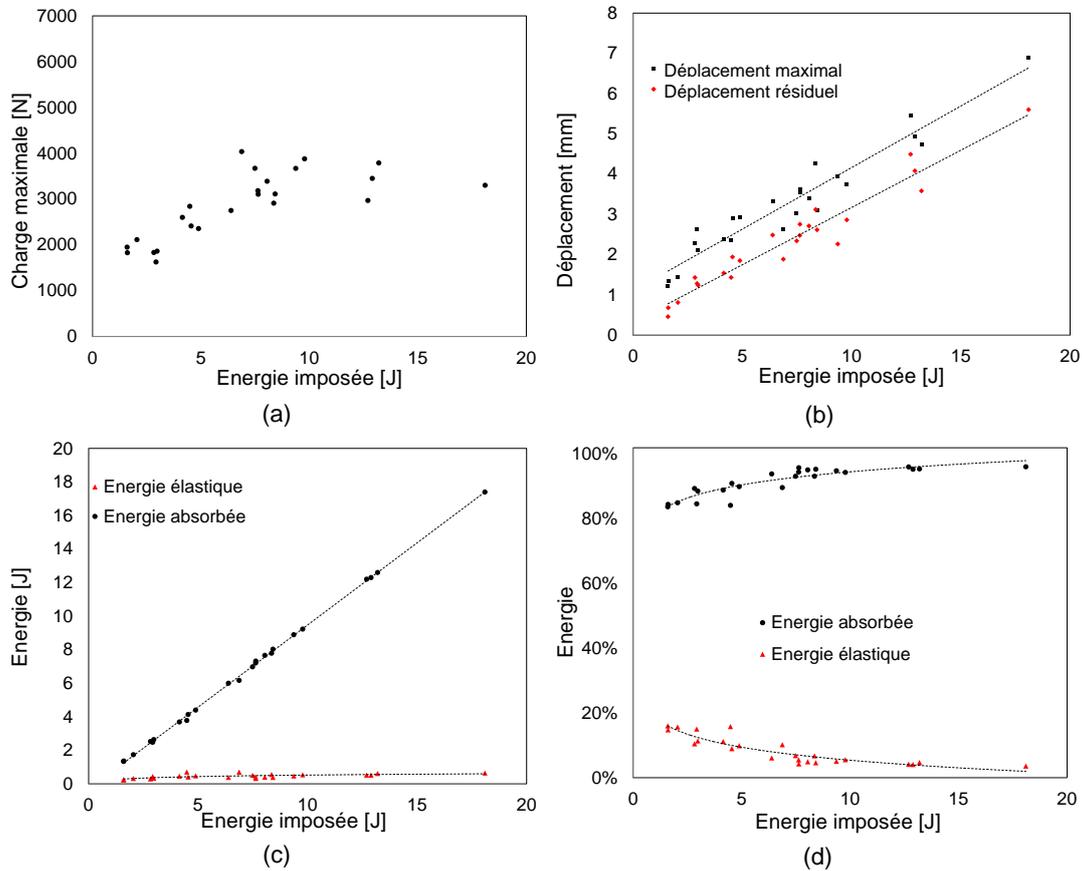


FIGURE 5.20 – Evolution des grandeurs caractéristiques en fonction de l'énergie d'impact : a) charge maximale, b) déplacement maximal et résiduel, c) énergie absorbée et restituée et d) pourcentage d'énergie absorbée et restituée.

On constate que la force maximale appliquée ([figure 5.20.a](#)) augmente tout d'abord quasi linéairement en fonction de l'énergie de l'impact, jusqu'à une valeur d'environ 8 Joules. Au delà de cette énergie, la force maximale appliquée reste quasiment constante autour d'une valeur d'environ 3500 N (+/- 500 N). Sur la [figure 5.20.b](#), représentant l'évolution des déplacements maximal et résiduel en fonction de l'énergie imposée, on remarque une évolution linéaire de ces deux paramètres. L'analyse des données énergétiques, présentées en [figure 5.20.c](#) et [figure 5.20.d](#), montre aussi une augmentation linéaire de E_a et E_r en fonction de l'énergie imposée. De plus, on constate que la majeure partie de l'énergie apportée est absorbée par le matériau (entre 85 à 98 %). De ce fait, l'énergie élastique est toujours inférieure à 15% même pour les faibles niveaux d'énergie imposés, témoignant ainsi d'une faible déformation de la structure en flexion du fait des conditions aux limites restreintes. Par ailleurs, on peut remarquer une variabilité importante des résultats. Celle-ci peut être expliquée par le caractère très localisé

de l'endommagement. De ce fait, la réponse mesurée dépend fortement des caractéristiques mécaniques du bloc de balsa qui se trouve sous l'impacteur.

Différentes analyses macroscopiques des échantillons endommagés ont été réalisées afin d'identifier les principaux mécanismes d'endommagement engendrés par les impacts. La [figure 5.21](#) présente des photographies des faces impactées et opposées ainsi que des coupes d'échantillons caractéristiques impactés à 5, 8 et 15 J.

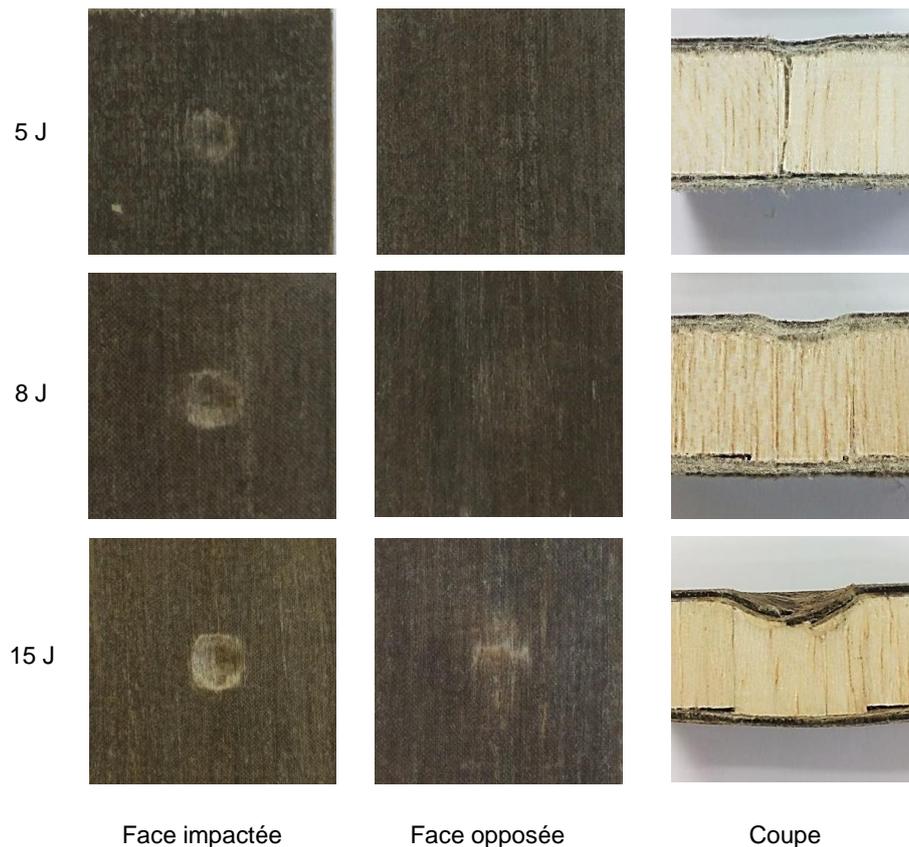


FIGURE 5.21 – Aspect visuel des faces impactées, opposées et vues en coupe de trois échantillons caractéristiques

Malgré une variabilité assez importante, il est possible de faire les remarques suivantes :

- Pour des énergies d'impact inférieures à 8 Joules, seule la face impactée présente des traces d'endommagement macroscopiques. Des fissures peuvent en effet être observées dans les peaux en composite. Toutefois, ces modes d'endommagement ne semblent présents qu'au niveau de la zone pénétrée par l'impacteur, sans s'étendre à la proche périphérie. En revanche, la face opposée ne laisse apparaître aucune trace particulière d'endommagement. De plus, l'analyse d'une coupe, permettant de visualiser l'indentation de l'impacteur, montre un léger écrasement de l'âme sous la zone impactée.

- A partir d’une énergie de 8 Joules environ, la face opposée présente une dégradation nettement visible. L’observation d’une coupe de la zone correspondante révèle la présence d’un bloc de balsa rompu ayant subi une translation sous la pression de l’impacteur, induisant ainsi une décohésion de la peau inférieure et de l’âme.
- Lorsque l’énergie imposée augmente, l’endommagement de la face impactée s’accroît, ainsi que la surface de la décohésion peau/âme observée précédemment. A partir d’une énergie d’environ 15 Joules, on peut aussi observer certains endommagements sur la peau opposée, notamment des fissures, des délaminages et des ruptures de fibres. En revanche, la peau supérieure ne semble toujours pas présenter d’endommagements significatifs en périphérie de la zone impactée pour ces impacts à plus haute énergie.

Des analyses par ultrasons (Cscan) de la face opposée ont été réalisées. La [figure 5.22](#) montre deux cartographies obtenues pour un échantillon impacté à 15 Joules. Elles représentent respectivement les temps de vols et les amplitudes temporelles des ondes enregistrées sur une zone de 60 x 60 mm² autour du point d’impact. L’analyse du temps de vol confirme la présence d’un déplacement provoquant un bombement qui s’étend sur une surface circulaire d’environ 40 mm de diamètre. De plus, l’analyse de l’amplitude temporelle confirme l’existence au centre de la zone endommagée d’une surface de contact parfait entre le balsa et la peau composite d’un diamètre de 20 mm environ. Du fait de la pénétration de l’impacteur, on peut donc confirmer qu’un bloc de balsa d’un diamètre proche de celui de l’impacteur est rompu en cisaillement et décalé vers le bas. La variation de l’amplitude temporelle en périphérie de cette zone confirme la décohésion entre la peau et l’âme.

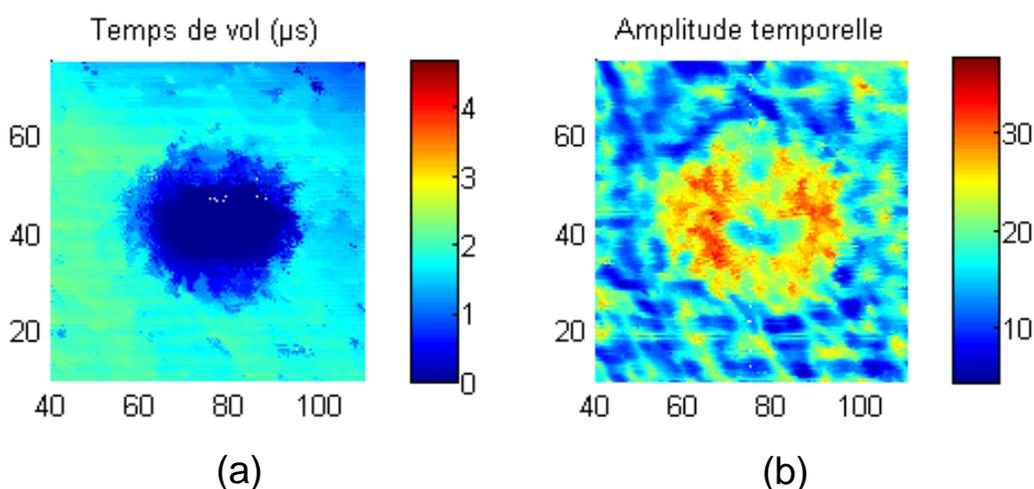


FIGURE 5.22 – Analyse par ultrason (Cscan) de la face opposée à l’impact : a) temps de vol et b) amplitude temporelle

En conclusion, l'ensemble des mécanismes d'endommagement observés ont été synthétisés sur la [figure 5.23](#), qui présente une vue en coupe d'une éprouvette de type $[0/90]_s - 150 - 15.9$ impactée avec une énergie de 15 Joules.

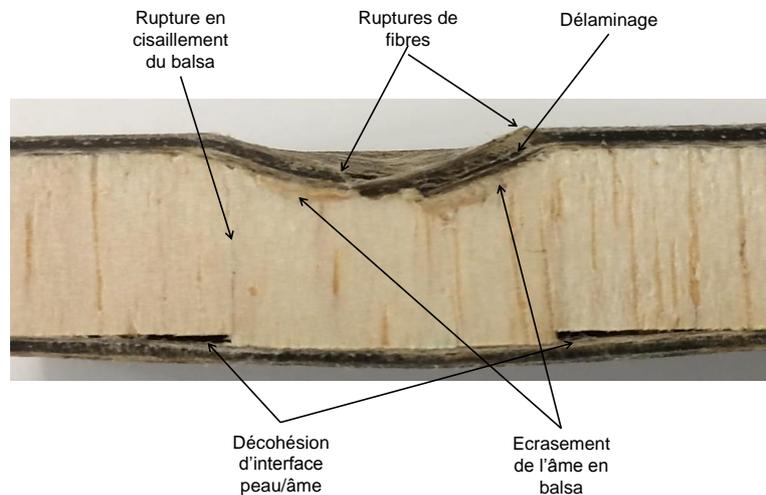


FIGURE 5.23 – Coupe d'un échantillon $[0/90]_s - 150 - 15.9$ impacté à 15 Joules

5.3.4.2 Influence des propriétés de l'âme

Cette section présente une analyse de l'effet de l'épaisseur et de la masse volumique de l'âme sur la réponse des structures sandwiches à l'impact. Pour étudier l'influence de l'épaisseur de l'âme, quatre configurations d'éprouvettes ont été testées, avec des épaisseurs e_a de l'âme égales à 6.4, 12.7, 15.9 et 19.1 mm, notées respectivement $[0/90]_s - 150 - 6.4$, $[0/90]_s - 150 - 12.7$, $[0/90]_s - 150 - 15.9$, et $[0/90]_s - 150 - 19.1$. Quatre courbes force/déplacement représentatives de ces différentes configurations sont données sur la [figure 5.24.a](#). A partir de ces résultats, les évolutions des grandeurs caractéristiques ont pu être calculées et sont présentées sur les figures 5.24.b, c et d, qui présentent respectivement l'évolution de la charge maximale, des déplacements maximal et résiduel ainsi que des énergies absorbée et restituée en fonction de l'épaisseur de l'âme.

On peut remarquer une augmentation de la force maximale appliquée avec l'épaisseur de l'âme. Elle varie de 2500 N pour une épaisseur de 6.4 mm à 4500 N environ pour une épaisseur de 19.1 mm. Ce résultat est cohérent du fait de l'augmentation de la rigidité en flexion des sandwichs induite par l'augmentation de l'épaisseur. Pour cette raison, les déplacements maximal et résiduel diminuent quasi linéairement avec l'épaisseur. Pour les échantillons les moins épais, la déformation en flexion est plus importante, maximisant ainsi l'énergie restituée du fait du retour élastique de la structure. Au contraire, lorsque l'épaisseur de l'âme augmente, l'indentation locale plus prononcée explique la hausse de la quantité d'énergie absorbée.

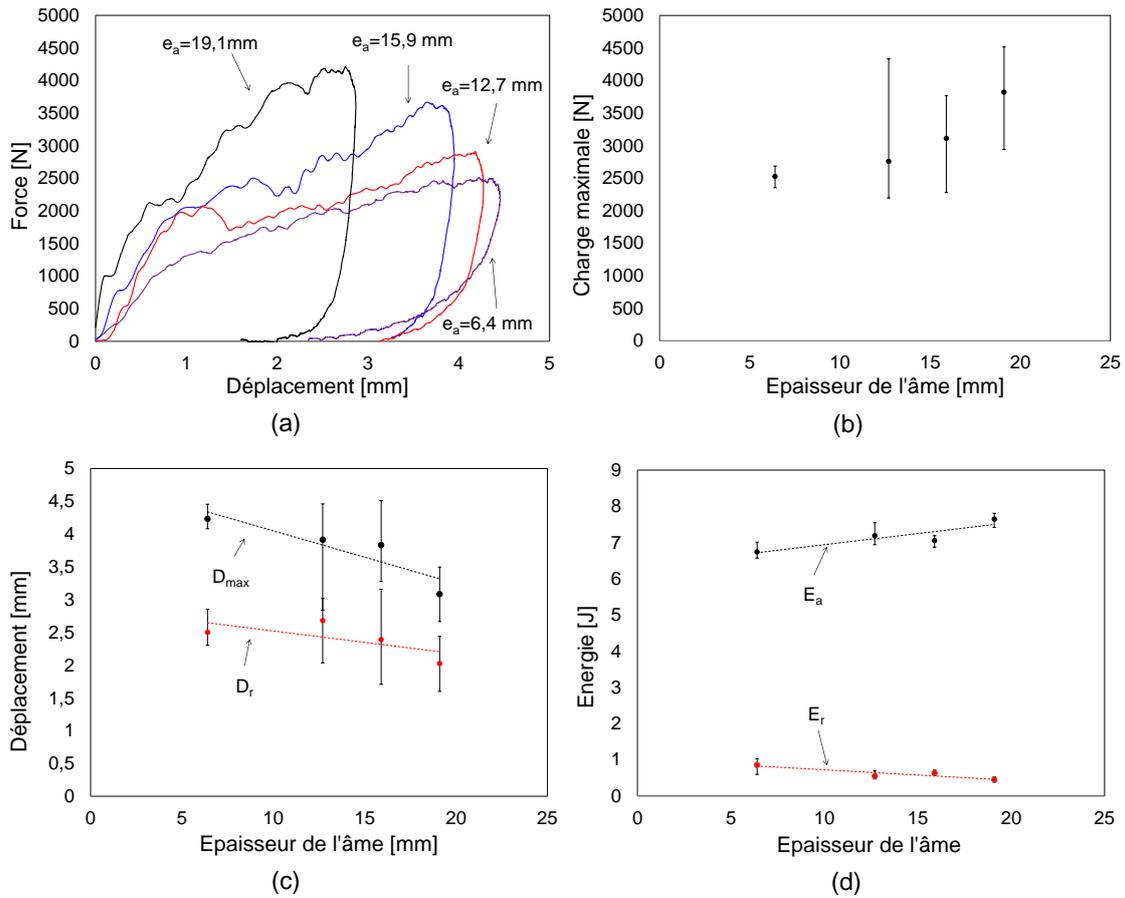


FIGURE 5.24 – Evolution des grandeurs caractéristiques en fonction de l'épaisseur de l'âme : a) courbes typiques forces/déplacements, b) force maximale, c) déplacement maximal et résiduel et d) énergie absorbée et restituée.

L'influence de la masse volumique de l'âme a été étudiée pour deux configurations d'échantillons notées $[0/90]_s - 150 - 12,7$ et $[0/90]_s - 100 - 12,7$, avec des masses volumiques d'âme respectivement égales à $\rho_a = 150 \text{ kg.m}^{-3}$ et $\rho_a = 100 \text{ kg.m}^{-3}$. Ces configurations ont été testées avec une énergie imposée de 8 Joules. Les courbes force/déplacement obtenues sont présentées en [figure 5.25](#). De plus, les grandeurs caractéristiques ont été déterminées à partir de ces résultats et sont présentées en [figure 5.26](#). Celle-ci présente les différentes grandeurs pour les deux configurations étudiées, rapportées à celles des éprouvettes avec une masse volumique $\rho_a = 100 \text{ kg.m}^{-3}$.

Il ressort que l'augmentation de la masse volumique entraîne une hausse de la raideur en flexion des éprouvettes, caractérisée par la pente de la courbe force/déplacement. De ce fait, la force maximale augmente ainsi que la force correspondant au premier décrochement significatif de la courbe force/déplacement. En effet, comme le montre l'étude réalisée au [paragraphe 2.4.4](#), les propriétés en cisaillement du balsa augmentent avec la masse volumique, de même que la rigidité et la résistance en compression. Ces deux phénomènes expliquent la diminution des valeurs de D_{max} et D_r pour les éprouvettes constituées d'une âme plus dense, qui traduisent une

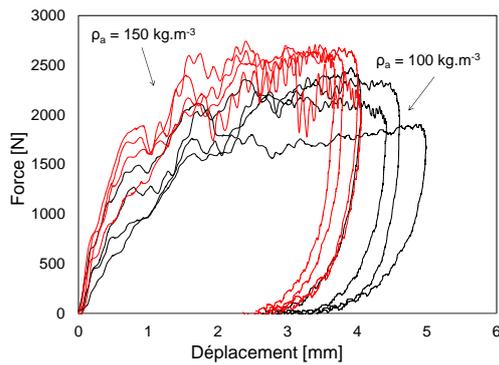


FIGURE 5.25 – Courbes force/déplacement pour les configurations $[0/90]_s - 150 - 12.7$ et $[0/90]_s - 100 - 12.7$

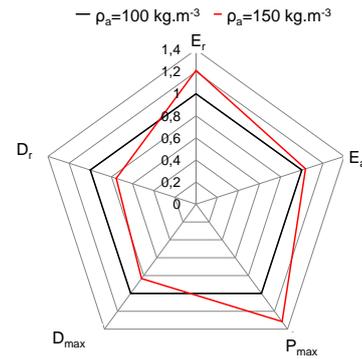


FIGURE 5.26 – Comparaison des propriétés relatives des configurations $[0/90]_s - 150 - 12.7$ et $[0/90]_s - 100 - 12.7$

diminution de la déformation en flexion mais aussi une pénétration moins importante de l'impacteur. Néanmoins, la quantité d'énergie absorbée dans les deux configurations reste comparable.

5.3.4.3 Influence de la séquence d'empilement des peaux

Pour étudier l'influence de la séquence d'empilement, deux types de sandwichs avec des peaux unidirectionnelles $[0]_4$ et de type $[0/90]_s$ ont été considérés. Ces deux séries d'éprouvettes, constituées d'une âme de masse volumique $\rho_a = 150 \text{ kg.m}^{-3}$ de 15.9 mm d'épaisseur, notées respectivement $[0]_4 - 150 - 15.9$ et $[0/90]_s - 150 - 15.9$, ont été impactées avec une énergie de 8 Joules. Les résultats obtenus sont présentés sur la [figure 5.27](#), qui rassemble les courbes force/déplacement des différents essais réalisés. De plus, la [figure 5.28](#) présente une comparaison des propriétés des deux types de sandwichs rapportées à celles de la configuration $[0/90]_s - 150 - 15.9$.

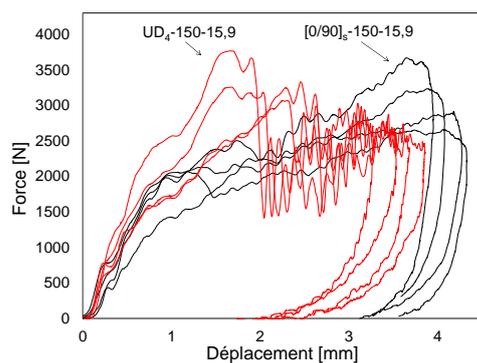


FIGURE 5.27 – Courbes force/déplacement pour les sandwichs $[0]_4 - 150 - 15.9$ et $[0/90]_s - 150 - 15.9$

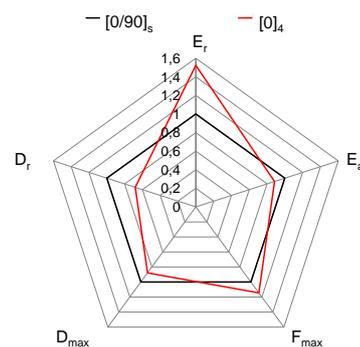


FIGURE 5.28 – Comparaison des propriétés relatives des sandwichs $[0]_4 - 150 - 15.9$ et $[0/90]_s - 150 - 15.9$

On remarque que la pente de la phase quasi-linéaire initiale augmente légèrement pour les éprouvettes à peaux unidirectionnelles du fait d'une rigidité en flexion plus importante pour ce type de sandwich. De même, la force maximale appliquée augmente

d'environ 20% par rapport à celle mesurée dans le cas des sandwichs à peaux croisées $[0/90]_s$. En effet, la raideur des peaux est plus importante pour les sandwichs de type $[0]_4 - 150 - 15.9$. Ensuite, après un décrochement significatif de la charge, les courbes force/déplacement correspondant aux éprouvettes de cette configuration présentent un palier d'effort centré autour de 2500 N dont l'allure est très irrégulière. Ce phénomène peut être causé par des vibrations du fait de l'utilisation d'une structure plus rigide et donc plus résonnante. Il est à noter une énergie restituée de l'ordre de 1.5 fois supérieure pour la configuration à peaux unidirectionnelles, qui peut être expliquée par l'augmentation de la résistance de l'éprouvette sandwich. De ce fait, l'énergie absorbée, ainsi que les déplacement maximal et résiduel sont plus faibles dans cette configuration. Enfin, la [figure 5.29](#) présente les différences observables au niveau de la face impactée pour les deux configurations. L'endommagement de la peau supérieure semble beaucoup plus marqué dans le cas de la configuration $[0]_4 - 150 - 15.9$, pour laquelle des fissures longitudinales importantes sont visibles même en périphérie de la zone impactée.

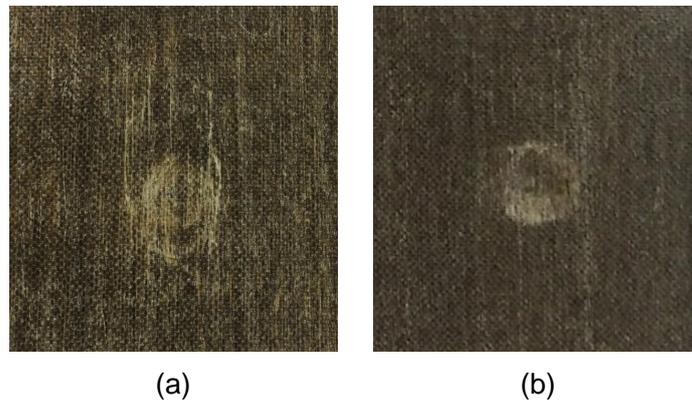


FIGURE 5.29 – Influence de la séquence d'empilement sur l'endommagement de la peau impactée : a) $[0]_4 - 150 - 15.9$ et b) $[0/90]_s - 150 - 15.9$

5.3.5 Synthèse et discussion

La synthèse des résultats précédents permet de proposer une chronologie de l'endommagement survenant lorsque les échantillons sont impactés avec ces conditions expérimentales. La [figure 5.30](#), qui présente une courbe force/déplacement type, synthétise les principaux événements. Tout d'abord, la charge appliquée évolue quasi linéairement avec le déplacement. Cette première phase correspond aux différentes déformations élastiques de l'éprouvette en flexion et des différents constituants sous l'impacteur immédiatement après la prise de contact. Des endommagements mineurs peuvent apparaître au cours de cette phase, comme des fissures dans la peau supérieure ou un léger écrasement de l'âme en balsa. Par la suite, un premier décrochement significatif de la charge peut être observé pour un déplacement imposé compris entre 1 et 2 mm. Il peut être attribué à la perforation de la peau supérieure. En effet, ses caractéristiques sont clairement influencées par l'énergie d'impact et par la séquence d'empilement du

composite. La perforation de la peau supérieure implique alors des mécanismes d'endommagement tels que la rupture des fibres ou des délaminages dans le composite. Le déplacement de l'impacteur provoque ensuite l'effondrement de l'âme en balsa, obtenu soit par le flambement des parois cellulaires, soit par la formation de bandes de compression en périphérie de la zone indentée. Pour les échantillons impactés au-delà d'une énergie critique d'environ 8 Joules, un second décrochement significatif peut être observé pour un déplacement imposé compris entre 2 et 3 mm. Celui-ci peut alors être attribué à la rupture en cisaillement d'un bloc de balsa sous l'impacteur. La translation de celui-ci amorce une décohésion de l'interface peau/âme au niveau de la face opposée. La force appliquée cesse alors d'augmenter à mesure que l'impacteur pénètre dans le matériau, propageant cette décohésion ainsi que les mécanismes d'endommagement sous-jacents. Pour des énergies d'impact suffisantes, les déformations au niveau de la face opposée entraînent ensuite l'apparition de mécanismes d'endommagement au niveau de la peau inférieure, tels que des fissures, des délaminages ou des ruptures de fibres.

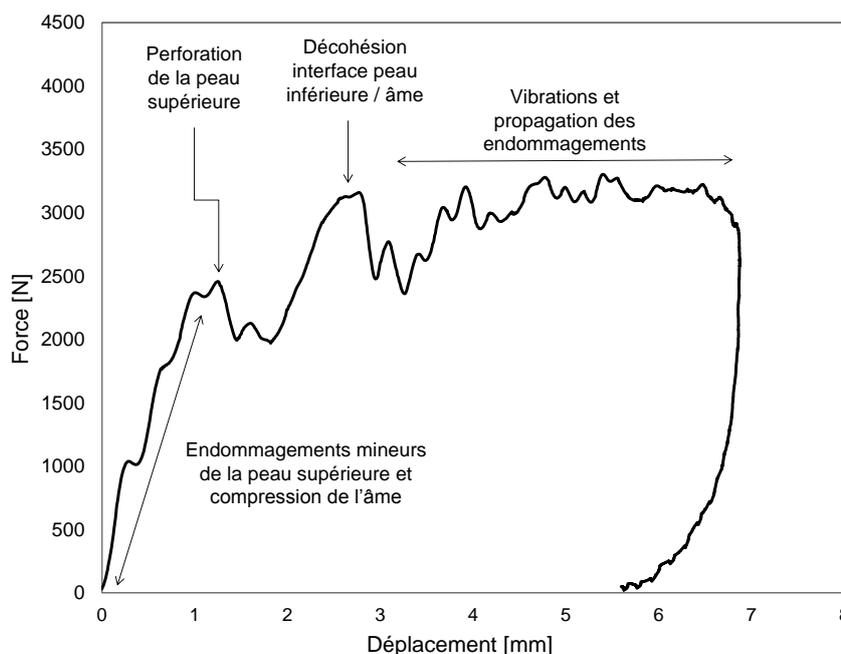


FIGURE 5.30 – Chronologie d'apparition des mécanismes d'endommagement lors d'un essai d'impact

Ainsi, cette étude constitue une première analyse intéressante du comportement de cet éco-sandwich soumis à des sollicitations de type impact à faible vitesse et faible masse. Elle a permis de mettre en évidence les principaux effets des différents constituants sur la réponse de la structure dans ces conditions d'essais. D'autre part, les mécanismes d'endommagement les plus significatifs ont été identifiés et une chronologie d'apparition a été proposée. Toutefois, les résultats obtenus restent très dépendants des conditions expérimentales utilisées. De ce fait, afin de proposer une comparaison objective des propriétés de ce matériau avec des structures sandwiches non bio-sourcées

existantes, des essais supplémentaires apparaissent nécessaires. D'autres conditions aux limites doivent être envisagées pour se placer dans des conditions de sollicitation moins sévères, permettant d'étudier la réponse en flexion de la structure. De plus, les caractéristiques de l'impact, notamment le couple (masse, vitesse) et la taille de l'impacteur peuvent être variées afin d'étudier une plus vaste gamme de sollicitation. Enfin, les propriétés résiduelles des sandwichs doivent être estimées, en étudiant par exemple le comportement en statique et en fatigue d'échantillons impactés.

CONCLUSION

Ce chapitre présente les résultats d'études expérimentales réalisées sur les structures sandwichs Lin/Elium/Balsa soumises à deux types de chargement dynamiques. Dans un premier temps, le comportement en fatigue cyclique de poutres sandwichs sollicitées en flexion 3-points a été étudié. Deux configurations particulières ont été analysées, afin de privilégier soit la flexion pure des poutres soit le cisaillement de l'âme. L'évolution des propriétés mécaniques de ces structures a été analysée au moyen la force maximale, des cycles d'hystérésis, du coefficient d'amortissement et de la durée de vie ainsi que les modes de rupture dans les différentes configurations. Il apparaît que les poutres sollicitées en cisaillement possèdent une durée de vie plus courte. Une rupture par cisaillement de l'âme est alors observée dans la grande majorité des cas. Pour les poutres sollicitées principalement en flexion, une rupture de la peau supérieure en compression est observée dans la plupart des cas. Ces résultats correspondent à ceux obtenus en flexion quasi-statique au chapitre 4. D'autre part, les durées de vie des poutres sandwichs Lin/Elium apparaissent comparables à celles de leurs homologues Verre/Epoxy/Mousse PVC. Ainsi, les résultats obtenus laissent à penser que ce matériau pourrait satisfaire le cahier des charges relatifs à certaines applications semi-structurelles (d'un point de vue du comportement en fatigue).

Dans un second temps, le comportement des sandwichs soumis à des impacts à faible vitesse et faible masse a été étudié. Une configuration d'essai particulière a été choisie, privilégiant l'indentation locale de la structure. L'influence de l'énergie de l'impact, de la séquence d'empilement des peaux ainsi que de l'épaisseur et la masse volumique de l'âme a été discutée. D'autre part, les mécanismes d'endommagement et de rupture ont été analysés. Les différents résultats obtenus ont permis de proposer une chronologie d'apparition de ces mécanismes. Cette étude a mis en évidence une bonne capacité de la structure à dissiper l'énergie de l'impact. Toutefois, cette dissipation d'énergie s'effectue par le biais de mécanismes d'endommagement sévères, notamment au niveau de la face opposée. Néanmoins, des études complémentaires sont nécessaires pour avoir une vision plus globale, ainsi qu'une meilleure compréhension de la réponse de la structure à différents types de chocs. Ses propriétés pourront alors être comparées objectivement à celles d'autres structures sandwichs, dans le but d'élargir le spectre des applications industrielles possibles pour cette structure éco-sandwich.

COMPORTEMENT VIBRATOIRE DES POUTRES COMPOSITES ET SANDWICHES

6

SOMMAIRE

6.1	INTRODUCTION	149
6.1.1	Composites bio-sourcés et vibration : revue de la littérature	149
6.1.2	Analyse modale expérimentale des poutres	150
6.1.3	Mesure de l'amortissement par la méthode de la bande passante à -3 dB	151
6.1.4	Mesure de l'amortissement par la méthode de Circle Fitting	152
6.2	ETUDE EXPÉRIMENTALE DU COMPORTEMENT VIBRATOIRE DES CONSTITUANTS	153
6.2.1	Protocole expérimental	153
6.2.2	Comportement vibratoire des composites Lin/Elium	155
6.2.2.1	Comportement de la résine Elium	155
6.2.2.2	Composites unidirectionnels	156
6.2.2.3	Composites stratifiés croisés	157
6.2.3	Comportement vibratoire de l'âme en balsa	158
6.2.3.1	Vibrations en flexion	158
6.2.3.2	Essais VBT	158
6.3	COMPORTEMENT VIBRATOIRE DES POUTRES SANDWICHES	160
6.3.1	Influence de l'épaisseur de l'âme	160
6.3.2	Influence de la densité de l'âme	161
6.4	PERFORMANCES DES MATÉRIAUX ÉTUDIÉS	162
6.4.1	Comparaison des propriétés	162
6.4.2	Mécanismes dissipatifs et discussions	163
6.5	ANALYSE PAR ÉLÉMENTS FINIS	164
6.5.1	Présentation du modèle éléments finis	164
6.5.2	Calcul des fréquences de résonance	165
6.5.3	Calcul des amortissements modaux	168
6.5.3.1	Calcul des énergies élastiques	168
6.5.3.2	Calcul des énergies dissipées	169
6.5.4	Résultats numériques et confrontation avec les données expérimentales	169
	CONCLUSION	173

Ce chapitre présente une analyse expérimentale et par éléments finis du comportement vibratoire des sandwichs étudiés et de leurs constituants. Tout d'abord, une analyse de la littérature est effectuée, afin de cerner l'intérêt d'une telle étude compte tenu de l'état de l'art actuel. Par la suite, ce chapitre traite de l'analyse expérimentale du comportement vibratoire des constituants du sandwich. Dans un premier temps, les composites Lin/Elium sont étudiés. Une attention particulière est portée à l'analyse de l'évolution des propriétés mécaniques et des amortissements modaux de différentes poutres composites en fonction de la fréquence. L'influence de la séquence d'empilement et de l'orientation des fibres est discutée. Dans un second temps, le comportement vibratoire de l'âme en balsa dans ses principales directions de sollicitation est étudié suivant la même approche. Par ailleurs, le comportement vibratoire et amortissant des poutres sandwiches est analysé. L'influence de l'âme est mise en évidence en étudiant diverses configurations d'épaisseurs et de masses volumiques du balsa. Enfin, dans le but de comprendre le rôle de chaque constituant (peaux et âme) dans l'amortissement global des sandwichs, une modélisation par éléments finis est proposée. Les résultats numériques obtenus sont alors comparés aux résultats expérimentaux.

6.1 INTRODUCTION

Depuis plusieurs décennies, les matériaux composites sont de plus en plus utilisés par les industriels du transport pour permettre l'allègement des structures avec une perte minimale de propriétés mécaniques. Toutefois, l'augmentation de la rigidité spécifique de ces matériaux peut poser certains problèmes vibratoires. Les structures deviennent en effet plus résonantes. Certains de ces problèmes peuvent être résolus par l'ajout local d'une masse pour décaler les fréquences de résonance hors des plages de sollicitation des structures, mais une telle solution est contradictoire avec les objectifs initiaux de réduction de masse. De ce fait, des "patches" localement amortissants peuvent être insérés dans les structures au niveau des zones sensibles. Ceux-ci peuvent fonctionner soit de manière passive [125, 126], en utilisant par exemple des matériaux viscoélastiques dissipant l'énergie vibratoire, soit de manière active [127, 128]. On trouve en effet de nombreuses solutions et études utilisant par exemple des piézoélectriques comme capteurs/actionneurs, capables de rigidifier localement la structure si elle approche d'une certaine fréquence et réduisant ainsi les problèmes de résonance. Pourtant, ces solutions "intelligentes" restent coûteuses et complexifient la fabrication des matériaux. De plus, la part croissante de matériaux composites, souvent assemblés par collage, réduit le nombre de liaisons mécaniques (rivets, boulons) qui dissipaient jusqu'alors une certaine quantité de l'énergie vibratoire par effet de structure.

6.1.1 Composites bio-sourcés et vibration : revue de la littérature

L'augmentation de la capacité intrinsèque des matériaux à dissiper l'énergie vibratoire s'avère particulièrement intéressante. A ce niveau, les composites bio-sourcés semblent être de bons candidats. De nombreuses études ont en effet mis en évidence les bonnes propriétés vibratoires de ces matériaux, et notamment leur capacité à dissiper l'énergie de vibration. En comparant des plaques Verre/Epoxy et Lin/Epoxy de même épaisseur, Prabhakaran et al. [129] ont par exemple montré que le composite renforcé de fibres de lin permet d'améliorer le coefficient d'amortissement de plus de 50% tout en permettant un gain de masse de 33%. Concernant les propriétés acoustiques, les auteurs montrent que le coefficient d'absorption est augmenté de l'ordre de 20% à 1000 Hz. Duc et al. [130] ont aussi testé différents composites à fibre de verre, carbone et lin, associés à différentes matrices thermodurcissables et thermoplastiques. Les auteurs ont, entre autre, montré que les composites à fibres de lin présentent un facteur de perte plus élevé que les composites carbone ou verre, malgré des propriétés mécaniques plus faibles. D'autre part, les résultats obtenus montrent que l'utilisation de matrices thermoplastiques permet d'accroître encore les propriétés d'amortissement des composites. En effet, les polymères thermoplastiques présentent un comportement viscoélastique beaucoup plus marqué que les thermodurcissables. Les mêmes auteurs ont mis en évidence différents paramètres influençant la capacité d'amortissement des vibrations des composites renforcés de fibres végétales [131], notamment la qualité de l'imprégnation des

fibres, le taux de porosité, la qualité de l'interface fibre/matrice. Ils ont aussi démontré que la quantité de fils et la torsion des fibres composant ces fils, jouaient un rôle important du fait des frottements engendrés. A une échelle inférieure, la microstructure même des fibres végétales peut, très certainement, expliquer les propriétés d'amortissement vibratoires supérieures. Toutefois, les études à l'échelle des fibres qui permettraient de comprendre en détail les mécanismes dissipatifs en jeu sont quasiment inexistantes. Mounier et al. [132] développent actuellement une méthode destinée à effectuer des analyses modales à l'échelle des fibres élémentaires de lin. Néanmoins, on peut formuler certaines hypothèses pour expliquer les propriétés d'amortissement des composites renforcés de fibres végétales. En effet, les fibres naturelles sont composées de différents polymères tels que l'hémicellulose, la cellulose, ou encore la lignine, pouvant intrinsèquement dissiper de l'énergie par amortissement visqueux. D'autre part, la structure multicouche des fibres végétales et la présence de microfibrilles de cellulose orientées peuvent permettre la dissipation d'une certaine quantité d'énergie par frottement.

Ainsi, les composites renforcés de fibres végétales permettent d'obtenir de bonnes propriétés d'amortissement vibratoire. De ce fait, de nombreuses études ont été réalisées sur des composites hybrides [129,133–136], mêlant par exemple fibres de carbone et fibres de lin, pour atteindre un meilleur compromis entre les performances mécaniques et les propriétés vibratoires. En effet, ces études concluent que les composites hybrides possèdent des propriétés d'amortissement intermédiaires entre les mêmes composites à fibres totalement synthétiques et totalement végétales. Dans ce contexte, on peut s'attendre à ce que les structures sandwiches Lin/Elium/Balsa présentent de bonnes propriétés d'amortissement vibratoire. L'utilisation des fibres de lin associées à une matrice thermoplastique laisse présager des peaux composites particulièrement amortissantes. Cette étude propose de situer les performances de cet éco-composite par rapport à des solutions existantes, et de comprendre l'influence des différents constituants sur la réponse globale de la structure.

6.1.2 Analyse modale expérimentale des poutres

Usuellement, l'analyse modale de poutres s'effectue en mesurant la réponse de l'extrémité libre lorsque la poutre est soumise à une excitation. Comme explicité dans le paragraphe précédent, on peut étudier le comportement de la poutre en vibrations forcées, en imposant par exemple une certaine fréquence fixe ou en balayant une plage de fréquences à l'aide d'un pot vibrant sur lequel la poutre est fixée. On peut aussi étudier son comportement en vibrations libres en imposant une excitation ponctuelle de type impact, à l'aide d'un marteau de choc. Différents éléments théoriques relatifs à la vibration des poutres composites et sandwiches dans ces conditions sont présentés en annexe en section [section A.3](#). Par la suite, la mesure de la réponse de la structure peut s'effectuer localement, au moyen d'un accéléromètre ou d'un vibromètre laser mono-

point. Il est aussi possible d'obtenir des mesures de champs en mesurant les réponses de la structure en une multitude de points, ou encore en utilisant des méthodes optiques permettant d'avoir une vision d'ensemble des déplacements de la structure.

Par la suite, les propriétés modales de la poutre peuvent être mesurées au moyen de la réponse temporelle, ou par la fonction de réponse en fréquence (FRF) obtenue, qui présente la réponse mesurée (déplacement, vitesse ou encore accélération) en fonction de la fréquence. On peut trouver différentes représentations d'une FRF, les plus connues étant les diagrammes de Bode, présentant l'évolution du module ou de l'amplitude, ainsi que de la phase en fonction de la fréquence, ou celle de Nyquist, présentant l'évolution de la partie imaginaire du signal complexe en fonction de sa partie réelle. Dans un diagramme de Bode, les modes de résonance correspondent aux pics observables sur le diagramme amplitude-fréquence, ainsi qu'à une phase égale à $\pi/2$. Dans le plan de Nyquist, la FRF prend une allure circulaire au voisinage des résonances. Ces deux types de représentation sont illustrés sur la [figure 6.1](#). Il existe différentes méthodes pour mesurer les propriétés modales à partir de la FRF obtenue. La section suivante en présente deux couramment utilisées.

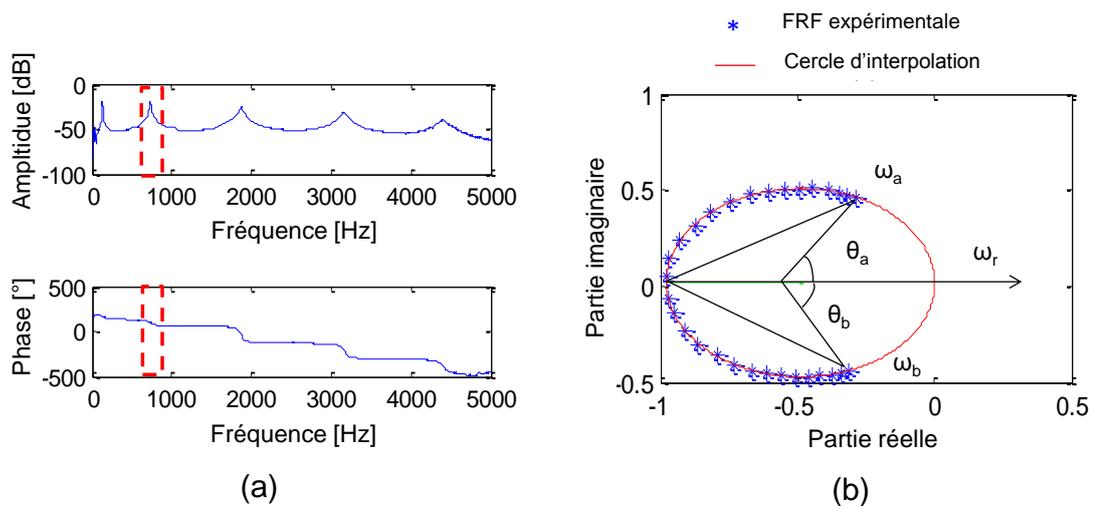


FIGURE 6.1 – Exemple de FRF d'une poutre sandwich. a) Diagramme et Bode et b) représentation du mode 2 dans le plan de Nyquist

6.1.3 Mesure de l'amortissement par la méthode de la bande passante à -3 dB

La méthode de la bande passante à -3 dB [137] est couramment employée pour sa simplicité d'utilisation. Elle consiste à analyser chaque pic de résonance de la FRF dans une représentation amplitude-fréquence. La fréquence de résonance f_r^i du mode i correspond à la fréquence pour laquelle l'amplitude de la réponse est maximale. Par la suite, le coefficient d'amortissement modal ξ_i (ou encore le facteur de perte η_i) associé à ce mode i peut être calculé par :

$$\eta_i = 2\xi_i = \frac{\Delta f}{f_r^i} \quad (6.1)$$

où Δf correspond à la largeur de la bande passante mesurée à -3dB par rapport à l'amplitude maximale du pic considéré. Ces caractéristiques sont présentées en [figure 6.2](#). Il est à noter que plus la structure ou le matériau testé est résonant, plus la résolution de mesure doit être importante pour pouvoir mesurer précisément Δf , notamment pour les premiers modes. Pour plus de précision, il est possible d'utiliser des fonctions d'interpolation des pics.

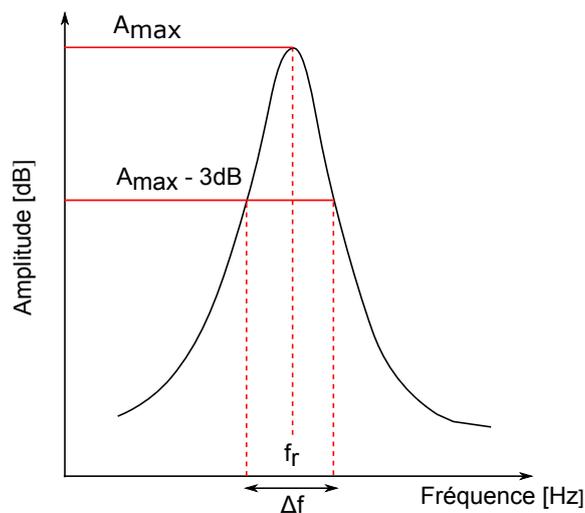


FIGURE 6.2 – Illustration de la méthode de bande passante à -3dB sur un pic de résonance

Cette méthode, simple d'utilisation, néglige néanmoins une partie de l'information contenue dans le signal de réponse de la structure, puisque seules les données d'amplitude sont considérées, mais pas celles de la phase. Cette méthode s'avère peu robuste pour certains matériaux présentant par exemple une viscoélasticité importante.

6.1.4 Mesure de l'amortissement par la méthode de Circle Fitting

Une méthode plus robuste consiste à projeter la FRF dans le plan de Nyquist. Chaque mode est alors considéré séparément. Au voisinage de la résonance, les modes prennent une allure circulaire. Les méthodes dites de "Circle Fitting" [137] consistent alors à trouver les caractéristiques du cercle interpolant au mieux la FRF expérimentale. Ce cercle est illustré sur la [figure 6.3](#). L'interpolation est généralement optimisée au moyen d'algorithmes, en utilisant par exemple la méthode des moindres carrés.

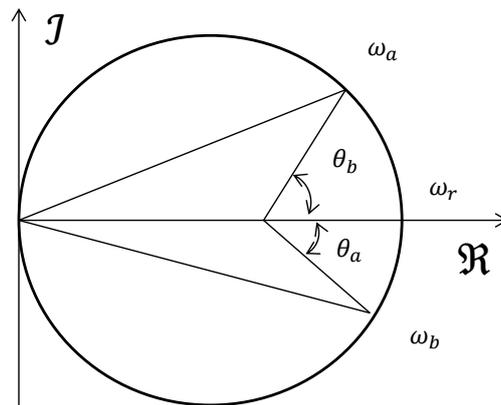


FIGURE 6.3 – Paramètres du cercle d'interpolation pour la méthode de Circle-Fitting

Les propriétés du cercle permettent alors de mesurer directement la pulsation de résonance ω_r^i du mode considéré ainsi que son facteur de perte η_i par :

$$\eta_i = \frac{\omega_a^2 - \omega_b^2}{\omega_r^i \left(\omega_a \tan \frac{\theta_a}{2} + \omega_b \tan \frac{\theta_b}{2} \right)} \quad (6.2)$$

6.2 ÉTUDE EXPÉRIMENTALE DU COMPORTEMENT VIBRATOIRE DES CONSTITUANTS

Le comportement vibratoire des composites Lin/Elium a été étudié. Des essais de vibration libre ont été réalisés sur diverses configurations d'éprouvettes composites, afin de mesurer les différentes fréquences de résonance des modes de flexion, ainsi que les amortissements modaux. Les principaux éléments théoriques concernant la vibration des poutres composites sont rappelés en annexe en [section A.3](#).

6.2.1 Protocole expérimental

Les essais d'analyse modale ont été réalisés selon la norme ASTM-E756¹. Les comportements vibratoires des différents constituants des sandwichs ont été étudiés, dans le but de comprendre leur participation et leur influence sur l'amortissement global des structures.

Tout d'abord, seules les peaux en composite Lin/Elium ont été testées. Différentes configurations de poutres (300 mm x 20 mm x 1.6 mm) ont ainsi été considérées. Afin d'étudier l'influence de l'orientation des fibres sur l'amortissement des composites, trois types d'éprouvettes constituées de quatre plis unidirectionnels ont été préparés avec des fibres orientées à 0°, 45° et 90°, notées respectivement UD-0, UD-45 et UD-90. Par la suite, deux autres types de stratifiés croisés ont été analysés, dans des configurations

1. ASTM-E756-05(2010) : Standard Test Method for Measuring Vibration-Damping Properties of Materials

à $[0/90]_s$ et $[+45/-45]_s$, afin d'étudier l'influence de la séquence d'empilement sur la réponse des composites. Ces différentes poutres composites ont été testées en configuration encastree-libre au moyen du dispositif expérimental présenté en [figure 6.4](#). L'analyse modale s'effectue en encastree une longueur de 40 mm de la poutre au moyen d'un support rigide en acier. L'excitation est réalisée au moyen d'un marteau d'impact (PCBo84A14) à proximité de l'encastree, afin d'exciter une bande plus large de fréquence. La vitesse de déplacement de l'extrémité libre est ensuite mesurée au moyen d'un vibromètre laser (OFV 303 Sensor Head). Les signaux sont enregistrés au moyen d'un boîtier d'acquisition et traités par la suite par le logiciel NVGATE.

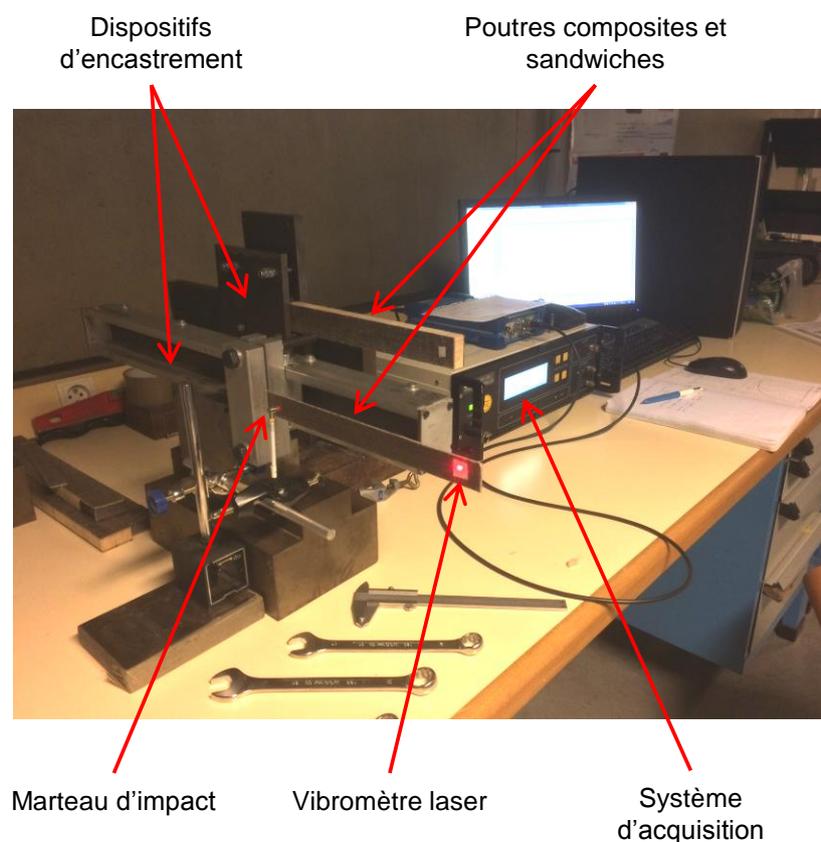


FIGURE 6.4 – Dispositif expérimental d'analyse modale

De plus, le comportement vibratoire du balsa a été étudié. Des poutres (300 mm x 40 mm x 15.9 mm) ont été testées en vibration libre dans les mêmes configurations et avec le dispositif expérimental décrit précédemment. Afin d'éviter d'endommager le balsa lors de l'encastree, des talons métalliques ont été ajoutés aux poutres. D'autre part, afin d'étudier l'amortissement en cisaillement de l'âme, des essais VBT (Vibration Beam Technique²) ont été réalisés. Ces essais seront décrits dans les paragraphes suivants. Ces analyses expérimentales ont été effectuées à température et à humidité ambiantes (non contrôlées). Compte tenu de l'utilisation de matériaux viscoélastiques potentielle-

2. L'essai VBT est standardisé dans le norme ASTM E-756

ment sensibles à l'humidité (le balsa notamment), cet aspect expérimental pourrait être à l'origine d'une partie de la dispersion des résultats obtenus.

Enfin, les amortissements modaux de différentes poutres sandwiches ($340 \text{ mm} \times 40 \text{ mm} \times e_a$), pour différentes épaisseurs de l'âme e_a , ont été mesurés au moyen du dispositif présenté en [figure 6.4](#). Une séquence d'empilement de type $[0/90]_s$ a été utilisée pour les peaux. Les caractéristiques de l'âme en balsa ont ensuite été modifiées pour étudier, d'une part l'influence de l'épaisseur de l'âme e_a et d'autre part la masse volumique du balsa (ρ_a).

Pour tous les matériaux testés, chaque essai a été répété plusieurs fois et les cinq meilleures acquisitions ont été retenues et moyennées pour tracer la FRF finale. De plus, pour prendre en compte la variabilité des propriétés des différents constituants, un minimum de six poutres a été testé dans les différentes configurations de composites et de balsa. Compte tenu de la quantité de travail nécessaire à la préparation des éprouvettes sandwiches, trois poutres de chaque configuration ont été testées.

Pour chaque poutre testée, la fonction de réponse en fréquence (FRF) a été analysée au moyen d'une routine automatisée développée sous MATLAB. Dans un premier temps, les fréquences des modes de résonance ont été déterminées. Par la suite, la FRF a été projetée au voisinage de chaque pic de résonance dans le plan de Nyquist, et interpolée par un cercle dont les paramètres ont été mesurés afin d'en déduire les amortissements modaux, comme représenté sur la [figure 6.1](#).

6.2.2 Comportement vibratoire des composites Lin/Elium

Cette section présente l'étude du comportement vibratoire des composites Lin/Elium. Des éprouvettes de résine Elium ont d'abord été testées afin d'analyser le comportement vibratoire de la résine pure. Par la suite, des composites unidirectionnels UD-0, UD-45 et UD-90 ont été testés afin de mesurer l'influence de l'orientation des fibres sur l'amortissement. Enfin, deux types de stratifiés croisés en configuration $[0/90]_s$ et $[+45/-45]_s$ ont été étudiés afin de mettre en évidence l'influence de la séquence d'empilement.

6.2.2.1 Comportement de la résine Elium

Les résultats obtenus pour les différentes éprouvettes de résine pure sont présentés sur la [figure 6.5](#). Les évolutions du facteur de perte ainsi que du module d'Young en fonction de la fréquence sont présentées. On constate que l'amortissement, initialement élevé (6%) décroît ensuite rapidement pour atteindre une valeur quasi asymptotique d'environ 3% pour les fréquences élevées. D'autre part, le module d'Young augmente d'un peu plus de 12% sur l'ensemble de la plage fréquentielle étudiée. En très basse fréquence, la valeur mesurée est de 3.3 GPa, ce qui correspond au module d'Young mesuré en traction quasi-statique en [section 2.3](#). Les propriétés dynamiques de la résine

Elium peuvent être comparées à celles de la résine GreenPoxy56 (bio-sourcée à 56%), présentée en [figure 6.6](#) et mesurée à titre de comparaison.

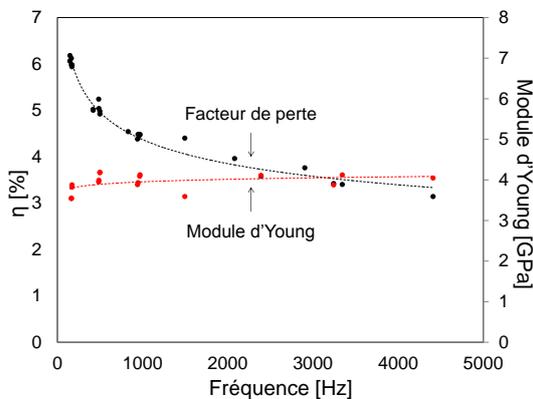


FIGURE 6.5 – Propriétés dynamiques de la résine Elium

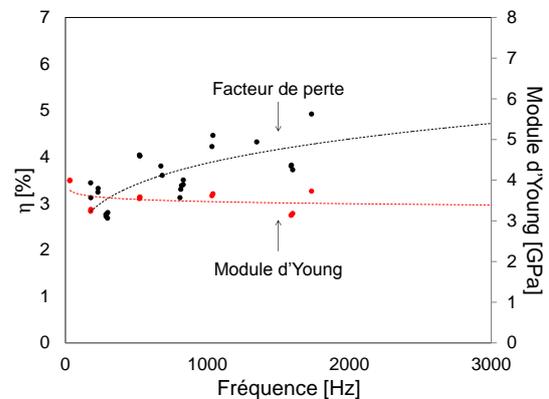


FIGURE 6.6 – Propriétés dynamiques de la résine GreenPoxy56

Si les valeurs des modules d'Young restent tout à fait comparables pour ces deux résines, leurs facteurs de perte apparaissent relativement différents, avec des évolutions opposées en fonction de la fréquence. Les différences des microstructures entre ces deux polymères, l'un thermoplastique et l'autre thermodurcissable, sont très certainement à l'origine de ces différences de propriétés dynamiques. En effet, l'amortissement viscoélastique des polymères est un phénomène fortement lié à leur microstructure [138]. L'organisation et la mobilité des chaînes moléculaires, très différentes dans les cas des matrices thermoplastiques et thermodurcissables, jouent un rôle essentiel dans les mécanismes intrinsèques de dissipation de l'énergie vibratoire.

6.2.2.2 Composites unidirectionnels

La [figure 6.7](#) présente les propriétés dynamiques des poutres composites à fibres unidirectionnelles. On remarque que le comportement viscoélastique des éprouvettes UD-45 et UD-90 est très proche de celui de la résine pure. En effet, les fibres orientées à 90° et 45° ne sont pas (ou peu) sollicitées du fait des déformations en flexion. Le comportement viscoélastique de la matrice est donc prépondérant. Par conséquent, on retrouve pour les composites UD-90 et UD-45 un facteur de perte proche de 6% pour les basses fréquences. Celui-ci diminue ensuite rapidement avec la fréquence jusqu'à se stabiliser autour de 3,5%. Les modules d'Young de ces deux types de composites augmentent légèrement avec la fréquence. De plus, leurs valeurs à très basse fréquence correspondent bien à celles mesurées lors des essais quasi-statiques. Enfin, les composites UD-0 montrent un comportement moins dépendant de la fréquence. Le facteur de perte, initialement proche de 2%, subit une légère diminution avec l'augmentation de la fréquence, mais se stabilise rapidement autour d'une valeur de 1,8%. Le module d'Young mesuré reste très proche de sa valeur statique d'environ 24 GPa. Du fait de l'orientation des fibres, la matrice est en effet beaucoup moins sollicitée dans cette configuration.

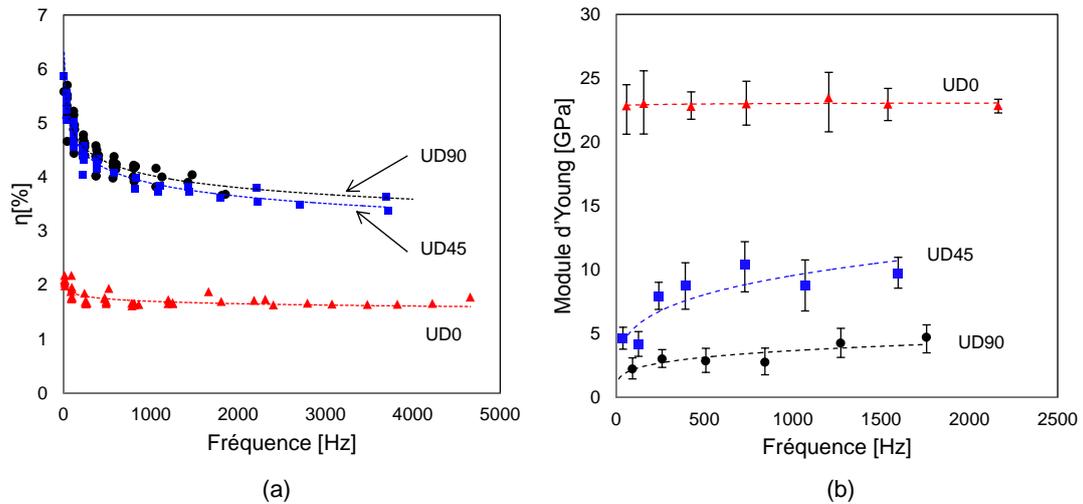


FIGURE 6.7 – Propriétés dynamiques des composites unidirectionnels : a) facteurs de perte et b) modules d'Young

6.2.2.3 Composites stratifiés croisés

Le comportement dynamique des composites stratifiés $[0/90]_s$ et $[+45/-45]_s$ est présenté en figure 6.8. Les courbes d'évolution des facteurs de perte et des modules d'Young ont été comparées à celles du composite UD-0. Une fois encore, on constate que la configuration $[+45/-45]_s$, peu rigidifiée par les renforts, présente un comportement très proche de celui de la résine pure. En revanche, les stratifiés $[0/90]_s$ possèdent un comportement très semblable à celui des composites UD-0. L'amortissement est légèrement plus élevé, du fait d'une rigidité moindre et d'une participation plus importante de la résine car deux des quatre plis présentent des fibres orientées à 90° par rapport à la direction de flexion.

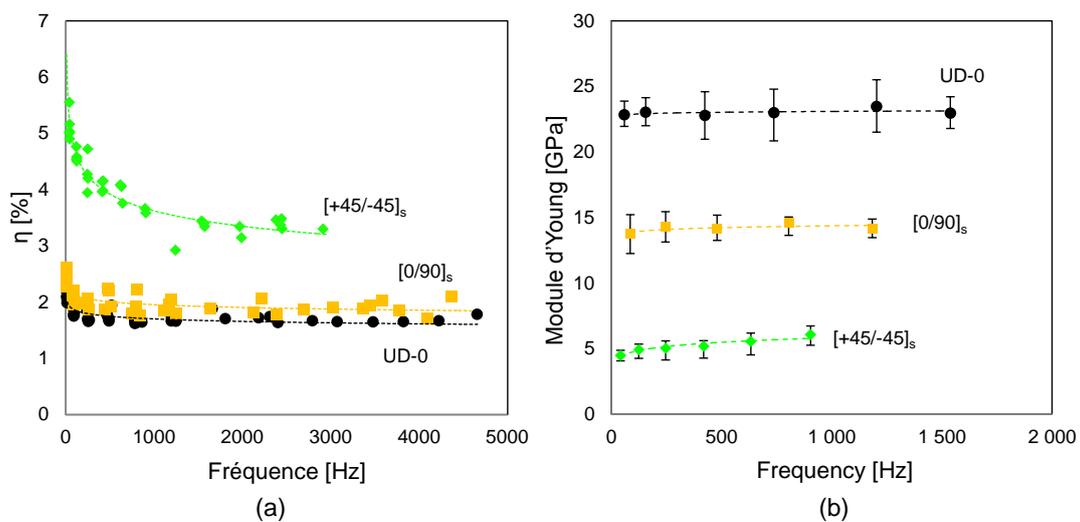


FIGURE 6.8 – Propriétés dynamiques des composites stratifiés croisés : a) facteurs de perte et b) modules d'Young

6.2.3 Comportement vibratoire de l'âme en balsa

De manière analogue, les propriétés vibratoires de l'âme en balsa ont été étudiées. Deux types d'essais ont été réalisés afin d'analyser le comportement de l'âme en flexion et en cisaillement.

6.2.3.1 Vibrations en flexion

Dans un premier temps, des poutres en balsa ont été testées en vibration en flexion avec le même protocole que celui utilisé pour les peaux composites. Les résultats obtenus sont présentés en [figure 6.9](#). On remarque un comportement relativement indépendant de la fréquence. Le facteur de perte est d'environ 2%, et le module d'Young se situe entre 60 MPa et 80 MPa. Toutefois, on constate une variabilité assez importante (de l'ordre de 20%) des mesures. Cette dispersion des résultats peut s'expliquer en partie par les variabilités locales de propriétés mécaniques dans les poutres, déjà évoquées dans le chapitre 2.

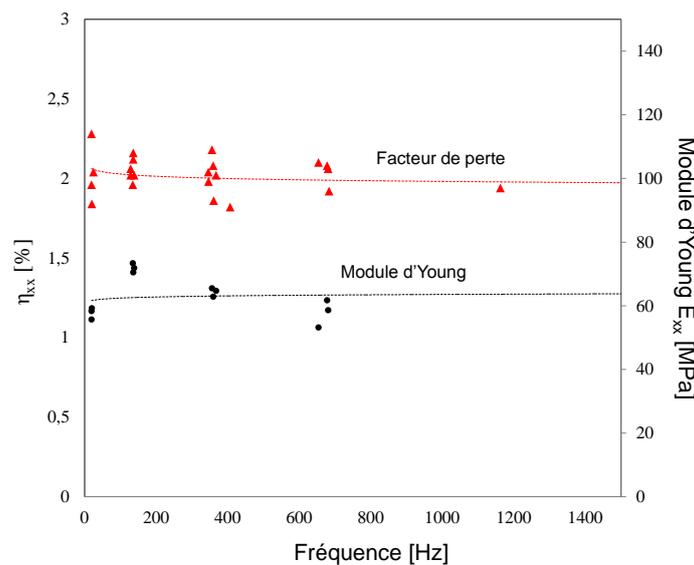


FIGURE 6.9 – Propriétés dynamiques du balsa en flexion

6.2.3.2 Essais VBT

L'âme d'une poutre sandwich soumise à des déformations de flexion subit peu d'efforts de traction/compression, mais plutôt des efforts de cisaillement. Par conséquent, une étude du comportement en cisaillement du balsa paraît légitime. Pour ce faire, la méthode VBT décrite dans la norme ASTM E-756 a été utilisée. Cette méthode consiste à analyser la réponse vibratoire d'une structure sandwich composée d'une âme, en l'occurrence le balsa et de deux peaux rigides métalliques. L'assemblage est effectué par collage au moyen d'une colle structurale (ISOBOND). L'épaisseur de l'interface peau/âme a été maintenue inférieure à 0,2 mm afin de minimiser son influence sur l'amortissement

global tout en garantissant l'assemblage mécanique. Cette configuration est présentée en [figure 6.10](#).

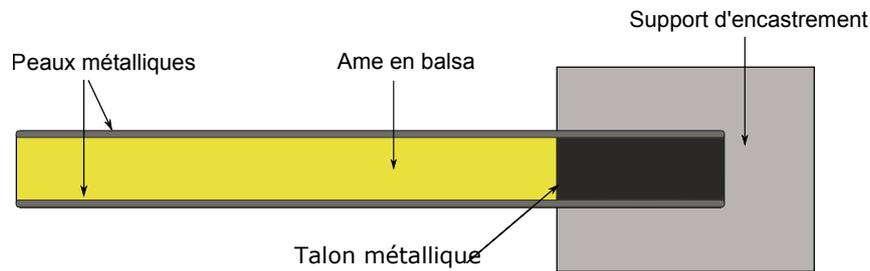


FIGURE 6.10 – Configuration sandwich pour l'essai VBT

A partir des fréquences de résonance et des facteurs d'amortissement modaux des sandwichs et des peaux seules, il est alors possible d'en déduire l'amortissement en cisaillement de l'âme η_a et son module de cisaillement G_a par :

$$\eta_a = \frac{A\eta_s}{((A - B - 2(A - B))^2 - 2(A\eta_s)^2)} \quad (6.3)$$

$$G_a = ((A - B - 2(A - B))^2 - 2(A\eta_s)^2) \left(\frac{(2\pi C_n E e_p e_a) / l^2}{((1 - 2A + 2B)^2 + 4(A\eta_s)^2)} \right) \quad (6.4)$$

avec :

$$A = \frac{f_s^2}{f_n^2} \left(2 + \frac{D e_a}{e_p} \right) \left(\frac{B}{2} \right) \quad (6.5)$$

$$B = \frac{1}{6 \left(1 + \frac{e_a}{e_p} \right)^2}$$

où $D = \rho_a / \rho_p$, ρ_a et ρ_p étant respectivement les masses volumiques de l'âme et des peaux, E le module d'Young des peaux, f_n la fréquence de résonance du mode n des peaux, f_s la fréquence de résonance du sandwich, e_a et e_p respectivement les épaisseurs de l'âme et des peaux, l la longueur totale de la poutre, η_s le facteur de perte de la poutre sandwich et C_n un coefficient dépendant du mode n considéré, dont les différentes valeurs sont données en annexe dans le [tableau A.1](#).

Cette théorie basée sur les équations de Ross-Kervin-Ungar (RKU) a été établie en utilisant une représentation sinusoïdale des déformées modales des poutres sandwichs. Cette approximation est acceptable uniquement pour les modes élevés. Par conséquent, le premier mode de flexion des sandwichs est la plupart du temps ignoré. D'autre part, les poutres testées doivent vérifier la condition suivante :

$$\left(\frac{f_s}{f_n} \right)^2 \left(2 + D \frac{e_a}{e_p} \right) \geq 2.01 \quad (6.6)$$

Dans ces conditions, l'amortissement des peaux métalliques peut être considéré comme négligeable.

Ainsi, les essais VBT ont permis de mesurer les propriétés dynamiques en cisaillement de l'âme en balsa. Les résultats sont présentés en [figure 6.11](#), qui donne l'évolution du module de cisaillement et du facteur de perte en fonction de la fréquence. On remarque alors un comportement très dépendant de la fréquence. L'amortissement de l'âme, initialement proche de 6%, décroît ensuite rapidement jusqu'à une valeur proche de 3%. Le module de cisaillement en basses fréquences est d'environ 130 MPa, ce qui est proche de la valeur du module donné par le fournisseur pour une densité de $150 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$. Cette valeur augmente ensuite rapidement avec la fréquence.

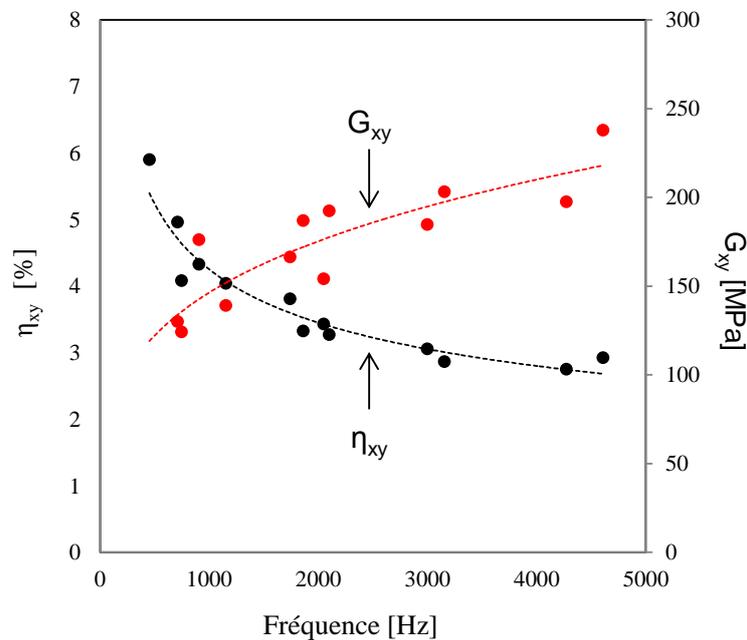


FIGURE 6.11 – Propriétés dynamiques de l'âme en balsa en cisaillement

6.3 COMPORTEMENT VIBRATOIRE DES POUTRES SANDWICHES

Le comportement vibratoire en flexion des poutres sandwiches Lin/Elium/Balsa a été étudié. Différentes épaisseurs et masses volumiques de l'âme ont été utilisées afin d'étudier leurs influences sur la réponse globale de la structure, notamment son amortissement.

6.3.1 Influence de l'épaisseur de l'âme

Dans un premier temps, l'influence de l'épaisseur de l'âme sur l'amortissement des poutres sandwiches a été étudiée. Quatre types de poutre avec des épaisseurs d'âme

e_a de 6.4 mm, 12.7 mm, 15.9 mm et 19.1 mm ont été testées. Les résultats sont présentés en [figure 6.12](#). Pour plus de lisibilité, seules les valeurs moyennes des résultats pour chaque mode ont été présentées. Des barres d'erreur verticales et horizontales indiquent les écarts types obtenus en fréquence et en amortissement. Cette variabilité peut s'expliquer d'une part par les incertitudes de mesure, mais aussi par les différences de propriétés mécaniques des matériaux et notamment de l'âme en balsa. Toutefois, on constate que plus l'épaisseur de l'âme est importante, plus l'amortissement global des sandwichs est élevé. D'autre part, les poutres les plus épaisses présentent un comportement viscoélastique beaucoup plus marqué. Ce comportement peut s'expliquer par une sollicitation plus importante de l'âme en cisaillement du fait de la diminution de l'élanement des poutres. Les variations locales des propriétés mécaniques du balsa peuvent ainsi expliquer une partie de la dispersion observée à l'échelle des poutres sandwiches, plus importante pour les valeurs de fréquence élevées.

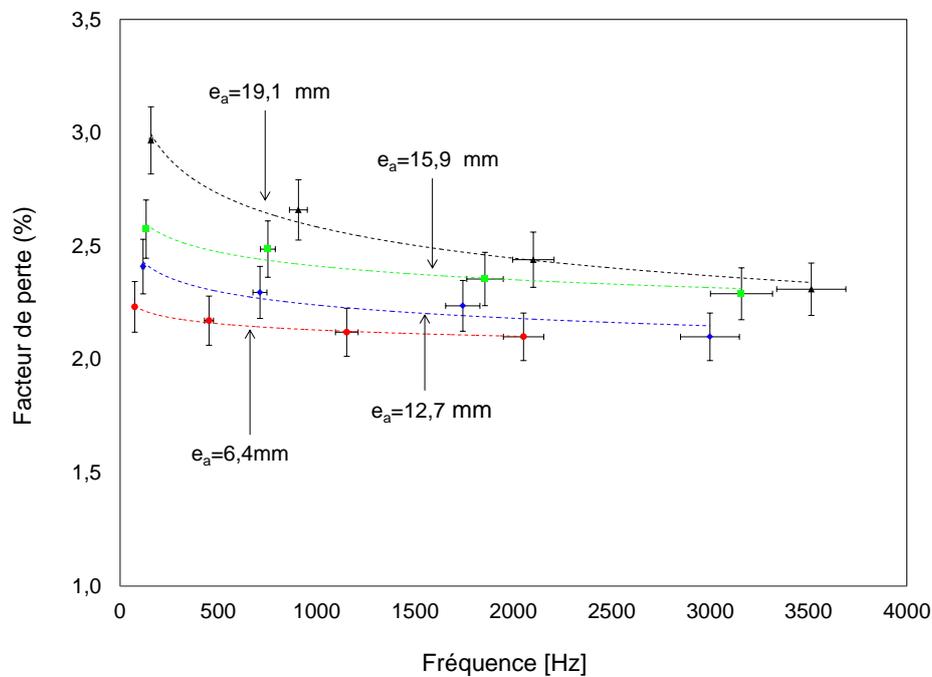


FIGURE 6.12 – Influence de l'épaisseur de l'âme sur l'amortissement des poutres sandwiches

6.3.2 Influence de la densité de l'âme

L'influence de la masse volumique de l'âme sur l'amortissement des sandwichs a été mesurée. Deux types d'âme en balsa de 12.7 mm d'épaisseur et de densité 100 kg.m^{-3} et 150 kg.m^{-3} ont été utilisés, pour des sandwichs ayant des peaux en configuration $[0/90]_s$. Les résultats obtenus sont présentés en [figure 6.13](#) qui donne l'évolution du facteur de perte en fonction de la fréquence pour ces deux configurations. Si les résultats apparaissent relativement dispersés (jusqu'à 15 % d'écart relatif), on peut néanmoins remarquer que le facteur de perte du sandwich augmente avec la masse volumique de

l'âme. Un constat similaire a été réalisé par Assarar et al. [109] concernant des sandwichs à âme en mousse. Pour les matériaux bois, Bremaud et al. [139] observent également la même influence de la masse volumique.

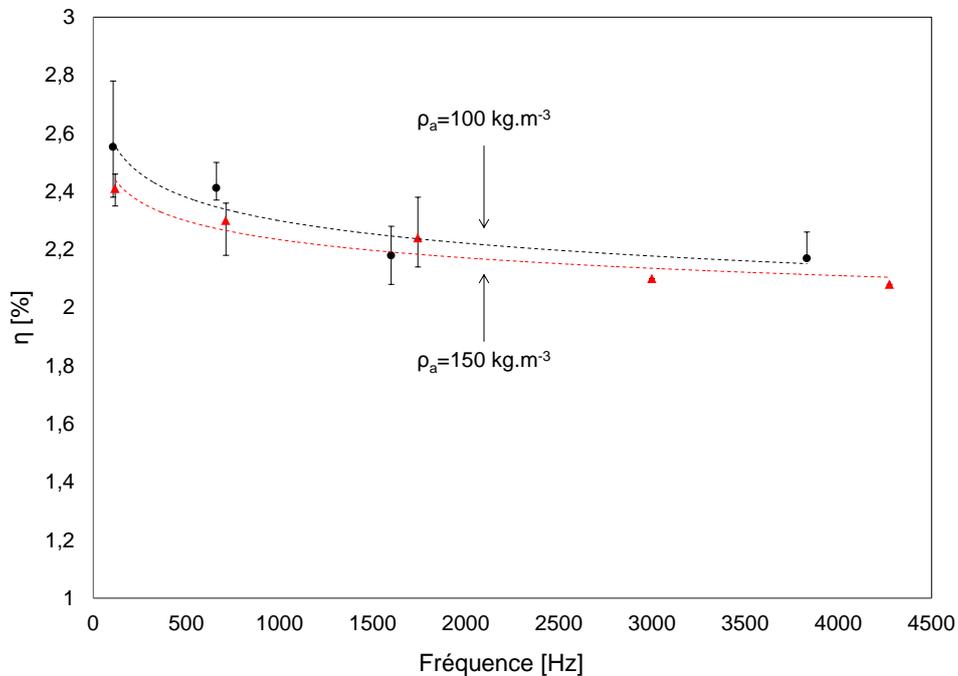


FIGURE 6.13 – Influence de la masse volumique de l'âme sur l'amortissement des poutres sandwichs

Ces résultats peuvent être expliqués à l'échelle de la microstructure. Plus le balsa est dense, plus les cellules quasi hexagonales qui le composent sont petites. Par conséquent, la quantité d'air piégé dans les cellules internes est moins élevée, diminuant ainsi l'amortissement par compression/décompression. D'autre part, la diminution de taille des pores et des trachéides implique une moindre quantité de résine Elium piégée dans l'âme lors de la mise en oeuvre, limitant ainsi sa contribution viscoélastique dans l'amortissement global des poutres sandwichs.

6.4 PERFORMANCES DES MATÉRIAUX ÉTUDIÉS

Cette section propose de comparer les propriétés vibratoires des éco-composites Lin/Elium et des sandwichs Lin/Elium/Balsa à des matériaux plus classiques afin de situer leurs performances.

6.4.1 Comparaison des propriétés

Les résultats expérimentaux obtenus précédemment ont été comparés aux propriétés de composites Verre/Epoxy et de structures sandwichs constituées de peaux en composite Verre/Epoxy et d'une âme en mousse PVC. Ces résultats ont été obtenus par

Idrisse [110] au moyen d'analyses modales réalisées dans les mêmes configurations expérimentales que celles utilisées dans cette étude. Les composites étudiés étaient constitués d'une séquence d'empilement à $[0_2/90_2]_s$, pour une épaisseur d'environ 1,8 mm, avec un taux volumique de fibres proche de 50%. L'âme des sandwichs en PVC à cellules fermées présentait une épaisseur de 20 mm et une masse volumique de 100 kg.m^{-3} . Les composites ont été comparés aux stratifiés Lin/Elium de configuration $[0/90]_s$ et les sandwichs aux structures Lin/Elium/Balsa de configuration $[0/90]_s - 150 - 19.1$. Ainsi, les matériaux comparés sont géométriquement proches. Quelques différences existent néanmoins au niveau du taux de fibres des composites et de la masse volumique de l'âme. La figure 6.14 présente la comparaison des propriétés vibratoires.

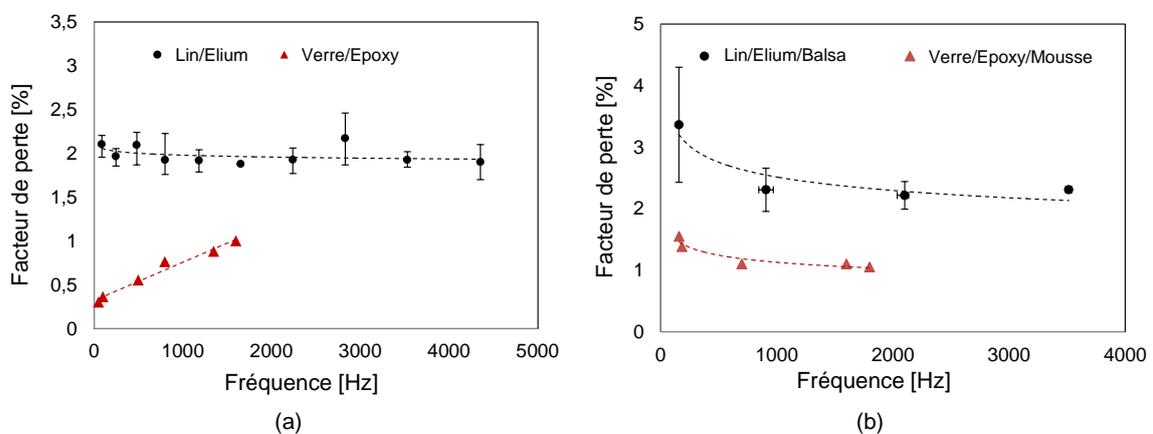


FIGURE 6.14 – Comparaison des propriétés vibratoires des éco-composites avec des matériaux équivalents non-biosourcés : a) stratifiés et b) sandwichs

On remarque sur la figure 6.14.a que l'éco-composite présente un amortissement globalement supérieur au composite Verre/Epoxy. Les évolutions en fonction de la fréquence sont opposées, du fait de la contribution des matrices Elium et Epoxy présentant elles-mêmes des comportements en fonction de la fréquence très différents, comme discuté au paragraphe 6.2.2.1. De plus, la figure 6.14.b montre que l'éco-composite sandwich est globalement plus amortissant que la structure sandwich Verre/Mousse/Epoxy.

6.4.2 Mécanismes dissipatifs et discussions

Différents phénomènes physiques peuvent être mentionnés comme étant à l'origine de l'amortissement des différents constituants étudiés. Tout d'abord, la résine Elium présente un comportement très viscoélastique qui joue un rôle important dans la réponse globale des composites. L'organisation et la mobilité des chaînes moléculaires sont deux facteurs responsables de cet amortissement intrinsèque. C'est aussi le cas pour les fibres de lin, qui ont un comportement viscoélastique du fait de la présence de polymères naturels dans leur composition, comme la cellulose et l'hémicellulose. D'autre part, des phénomènes de friction peuvent être à l'origine de la dissipation d'une certaine quantité

d'énergie par effet Joules. A l'échelle des fibres, il peut y avoir du frottement entre les différentes couches concentriques constitutives des parois, ou encore entre les microfibrilles de cellulose et leur matrice d'hemicellulose. A l'échelle du composite, des frottements peuvent exister entre les fibres techniques et la matrice au niveau des interfaces rompues, ou encore du fait de défauts tels que des microfissures ou des micropores. Ces phénomènes peuvent aussi être responsables de l'amortissement de l'âme en balsa. En effet, ce bois est aussi constitué de polymères naturels expliquant en partie son comportement viscoélastique. De plus, une certaine quantité de résine Elium est présente dans les pores creux et dans les espacements entre les blocs élémentaires, du fait du procédé de mise en oeuvre des sandwichs par voie humide. On peut aussi mentionner le phénomène de compression/décompression de l'air enfermé dans certaines cellules du balsa, qui peut expliquer une partie de l'amortissement de l'énergie vibratoire.

6.5 ANALYSE PAR ÉLÉMENTS FINIS DU COMPORTEMENT VIBRATOIRE DES POUTRES SANDWICHES

Pour analyser le comportement vibratoire des poutres sandwiches étudiées, un modèle numérique basé sur un calcul de structure par éléments finis a été utilisé. L'objectif principal est alors d'essayer de comprendre l'influence des différents constituants (peaux en composites et âme en balsa) dans la réponse globale de la structure en fonction de la fréquence.

6.5.1 Présentation du modèle éléments finis

Les poutres sandwiches ont été modélisées dans le plan suivant la longueur et l'épaisseur. La structure a été maillée au moyen du logiciel ABAQUS par des quadrilatères à 4 noeuds en contraintes planes. L'épaisseur des peaux et la longueur totale des poutres ont été fixées respectivement à 1.6 mm et 300 mm. L'épaisseur de l'âme a été paramétrée et variée de 6.4 à 19.1 mm. Les propriétés géométriques de la structure sont présentées en [figure 6.15](#), qui permet aussi de visualiser le nombre d'éléments (variable selon l'épaisseur utilisée) déterminé à la suite d'une étude préliminaire de convergence de maillage. Les noeuds d'une extrémité ont été encastés (degrés de liberté en translation et en rotation bloqués).

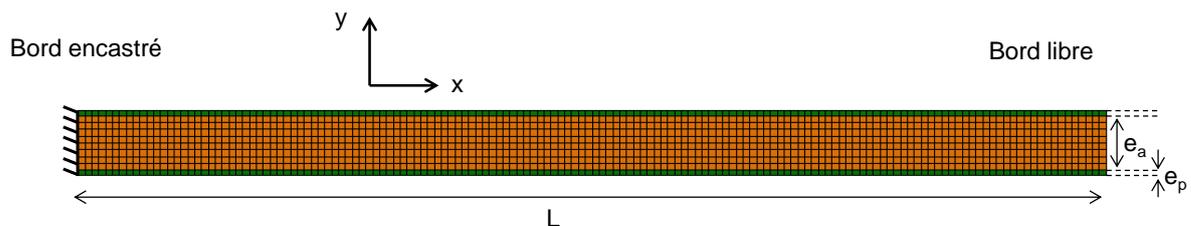


FIGURE 6.15 – Maillage d'une poutre sandwich et principales propriétés géométriques du modèle

Les propriétés des différents constituants mesurées au cours des essais précédents ont été attribuées aux peaux et à l'âme. Pour les composites de type $[0/90]_s$, le module d'Young longitudinal E_{xx}^p a été déterminé en [paragraphe 3.2.2.2](#) et le module transverse E_{yy}^p au [figure 6.8](#). Le coefficient de Poisson de la résine a été utilisé pour définir celui des peaux ν_{xy}^p . Le module de cisaillement G_{xy}^p a été considéré comme égal à celui du composite UD mesuré au [paragraphe 3.2.2.2](#). L'influence de ces paramètres matériaux sera discuté ultérieurement. Pour résumer, les propriétés attribuées aux peaux composites sont :

$$\begin{aligned} E_{xx}^p &= 13GPa \\ E_{yy}^p &= 3.3GPa \\ \nu_{xy}^p &= 0.35 \\ G_{xy}^p &= 1.5GPa \end{aligned} \tag{6.7}$$

Pour l'âme, le module de cisaillement G_{xy}^a et le module d'Young E_{xx}^a ont été mesurés expérimentalement au [paragraphe 6.2.3.1](#) et au [paragraphe 6.2.3.2](#). Le coefficient de Poisson ν_{xy}^a et le module d'Young E_{yy}^a ont été déterminés d'après la littérature [60]. Ainsi :

$$\begin{aligned} E_{xx}^a &= 80MPa \\ E_{yy}^a &= 3GPa \\ \nu_{xy}^a &= 0.1 \\ G_{xy}^a &= 140GPa \end{aligned} \tag{6.8}$$

6.5.2 Calcul des fréquences de résonance

Le solveur LANCZOS [140] du logiciel ABAQUS a été utilisé pour déterminer les fréquences propres de la poutre encastree-libre présentée en [figure 6.15](#). La recherche des fréquences de résonance consiste alors à la résolution du problème aux valeurs propres réelles suivant :

$$(K(0) - \omega_0^2[M])q = 0 \tag{6.9}$$

avec $K(0)$ la matrice de rigidité statique du modèle EF déterminée à partir des propriétés des matériaux décrites précédemment, M la matrice de masse et q les variables nodales. Cependant, la non prise en compte de la variation de certaines propriétés mécaniques en fonction de la fréquence conduit à une sous-estimation des fréquences de résonance d'autant plus importante que le numéro du mode de flexion est élevé. Ce résultat est présenté en [figure 6.16](#), qui présente les résultats numériques et expérimentaux obtenus pour les cinq premiers modes. L'écart relatif entre ces valeurs varie de 1 à près de 10%.

Par conséquent, considérant que dans une poutre sandwich, les peaux sont sollici-

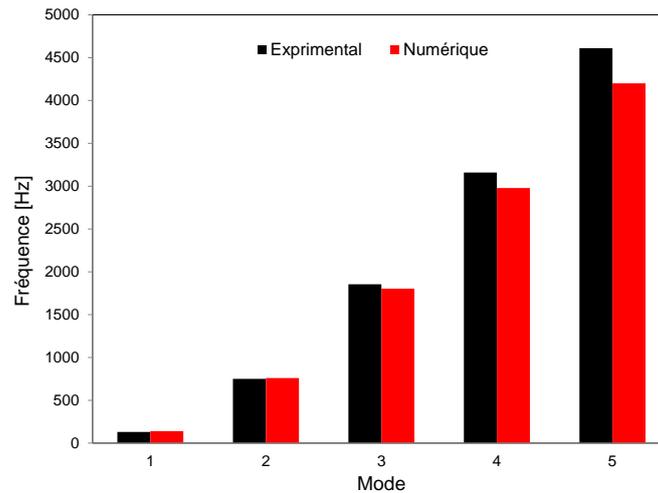


FIGURE 6.16 – Comparaison des résultats expérimentaux et numériques sans prise en compte des variations des propriétés mécaniques en fonction de la fréquence

tées en traction/compression et l'âme en cisaillement, les propriétés mécaniques obtenues aux paragraphes 6.2.2.3 et au paragraphe 6.2.3.2 ont été interpolées par des fonctions puissances permettant d'obtenir les expressions du module d'Young des peaux E_{xx}^p et du module de cisaillement de l'âme G_{xy}^a en fonction de la fréquence. Ils sont donnés par :

$$\begin{aligned} E_{xx}^p &= 10,4 \cdot 10^3 f^{0.027} \\ G_{xy}^a &= 24.18 f^{0.27} \end{aligned} \quad (6.10)$$

L'introduction de la variation de ces propriétés en fonction de la fréquence dans les paramètres du modèle éléments finis a été réalisée au moyen d'une routine MATLAB. Son fonctionnement, illustré en figure 6.17, se compose des étapes suivantes :

- (i) Les propriétés des matériaux sont initialisées avec leur valeurs statiques comme précédemment.
- (ii) Le problème aux valeurs propres réelles est résolu.
- (iii) Pour un mode donné, les propriétés des matériaux sont réévaluées à la fréquence de résonance déterminée à l'étape précédente. L'algorithme retourne alors à l'étape (ii).
- (iv) Ce processus est réitéré jusqu'à la convergence vers une valeur constante.
- (v) Cette routine est réitérée pour l'ensemble des modes de résonance considérés indépendamment les uns des autres.

La convergence de cette méthode est illustrée par la figure 6.18, correspondant à un exemple de poutre ayant une âme de 15.9 mm d'épaisseur. On constate que les résultats numériques convergent assez rapidement vers des valeurs très proches des fréquences expérimentales. Toutefois, l'erreur commise s'accroît avec la fréquence. Ces résultats pourraient vraisemblablement être améliorés en affinant les expressions proposées en équation 6.10 au moyen d'essais expérimentaux complémentaires, ou en améliorant le modèle éléments finis.

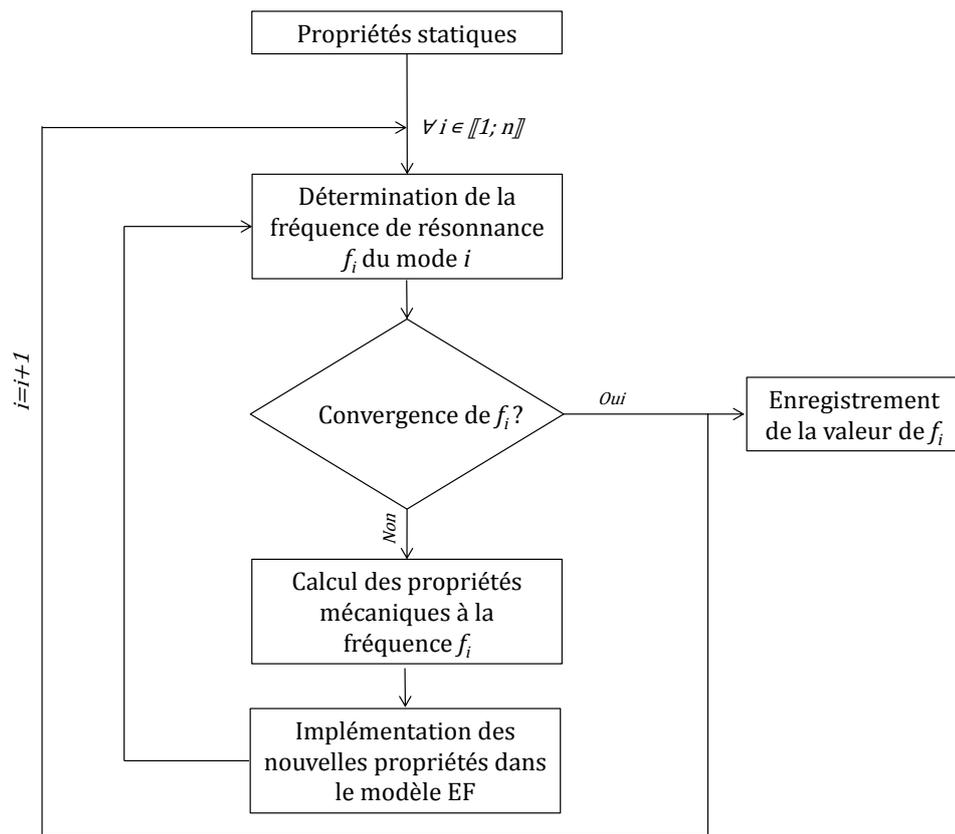


FIGURE 6.17 – Organigramme illustrant le fonctionnement de la routine de calcul des fréquences de résonance

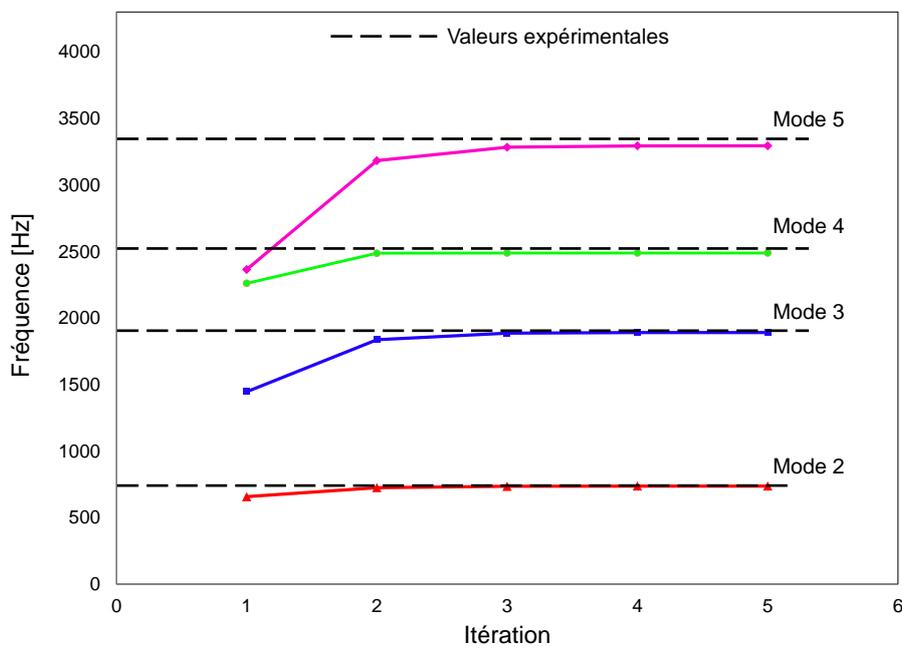


FIGURE 6.18 – Illustration de la convergence de la méthode de calcul des fréquences de résonance

Les déformées modales obtenues par l'analyse par éléments finis pour les premiers modes de vibration des poutres sandwiches sont présentées en [figure 6.19](#).

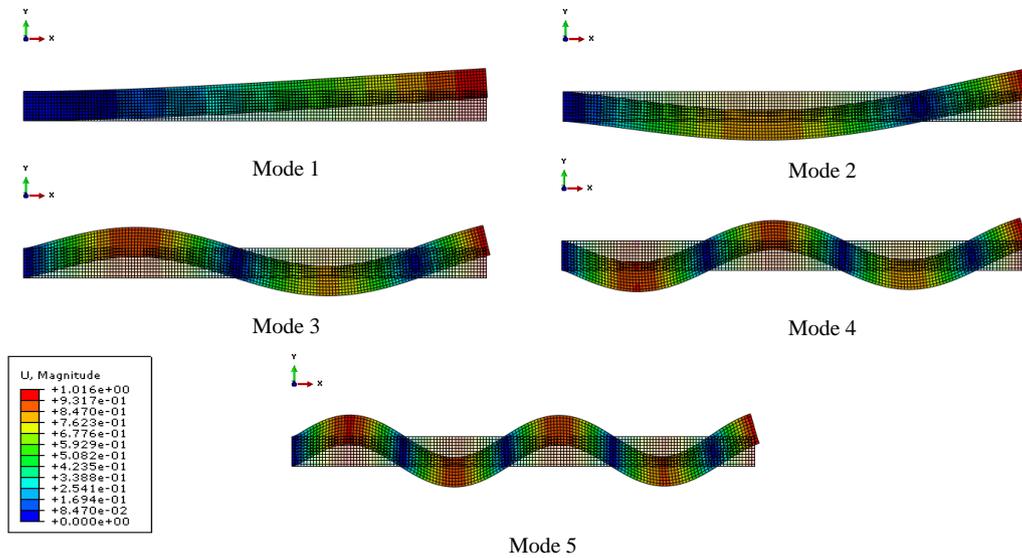


FIGURE 6.19 – Déformées modales des 5 premiers modes de flexion

6.5.3 Calcul des amortissements modaux

Les amortissements modaux ont été déterminés au moyen d'une approche énergétique. Pour chaque mode de vibration, les champs de contraintes et de déformations calculés par éléments finis ont été analysés. Du fait d'un état de contraintes planes, les contraintes σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{xy} et les déformations ϵ_{xx} , ϵ_{yy} et ϵ_{xy} ont été enregistrées à chaque noeud du modèle et pour chaque constituant (peaux et âme).

6.5.3.1 Calcul des énergies élastiques

Dans un premier temps, les énergies élastiques des différents constituants et dans les différentes directions ont été calculées. Pour un élément e , les énergies élastiques par unité de largeur U_{xx}^e , U_{yy}^e et U_{xy}^e dans les différentes directions sont données par :

$$\begin{aligned} U_{xx}^e &= \frac{1}{2} \iint_e \sigma_{xx} \epsilon_{xx} dx dy \\ U_{yy}^e &= \frac{1}{2} \iint_e \sigma_{yy} \epsilon_{yy} dx dy \\ U_{xy}^e &= \frac{1}{2} \iint_e \sigma_{xy} \epsilon_{xy} dx dy \end{aligned} \quad (6.11)$$

Les intégrales s'étendent à l'ensemble de la surface de l'élément. Par la suite, les énergies élastiques dans les différentes directions correspondant au constituant i du sandwich (p pour les peaux et a pour l'âme) peuvent être calculées en sommant les énergies élastiques de tous les éléments appartenant au même constituant :

$$\begin{aligned}
U_{xx}^i &= \sum_{e \in i} U_{xx}^e \\
U_{yy}^i &= \sum_{e \in i} U_{yy}^e \\
U_{xy}^i &= \sum_{e \in i} U_{xy}^e
\end{aligned} \tag{6.12}$$

On peut alors exprimer les énergies élastiques totales dans les peaux U^p et dans l'âme U^a par :

$$\begin{aligned}
U^p &= U_{xx}^p + U_{yy}^p + U_{xy}^p \\
U^a &= U_{xx}^a + U_{yy}^a + U_{xy}^a
\end{aligned} \tag{6.13}$$

Enfin, on en déduit l'énergie élastique totale stockée dans la structure sandwich par :

$$U^s = U^p + U^a \tag{6.14}$$

6.5.3.2 Calcul des énergies dissipées

Par la suite, l'énergie dissipée ΔU_i^e dans un élément e appartenant à un constituant i peut être calculée par [141] :

$$\Delta U_i^e = \psi_{xx}^i U_{xx}^e + \psi_{yy}^i U_{yy}^e + \psi_{xy}^i U_{xy}^e \tag{6.15}$$

avec $u, v = x, y$, $\psi_{uv}^i = 2\pi\eta_{uv}^i$ déduits des essais expérimentaux précédents. Ainsi, la quantité d'énergie dissipée par les peaux et par l'âme s'exprime par :

$$\begin{aligned}
\Delta U^p &= \sum_{e \in p} \Delta U_p^e \\
\Delta U^a &= \sum_{e \in a} \Delta U_a^e
\end{aligned} \tag{6.16}$$

On peut alors calculer l'énergie dissipée par la structure sandwich par :

$$\Delta U_s = \Delta U_p + \Delta U_a \tag{6.17}$$

Ainsi l'amortissement global du sandwich est déduit pour le mode considéré, par :

$$\psi_s = \frac{\Delta U_s}{U_s} = 2\pi\eta_s \tag{6.18}$$

6.5.4 Résultats numériques et confrontation avec les données expérimentales

En se basant sur les résultats précédents, une analyse par éléments finis de l'évolution de l'amortissement en fonction de la fréquence des différentes poutres sandwichs étudiées précédemment a été réalisée. Dans un premier temps, une analyse des énergies

élastiques des différents constituants et dans les différentes directions a été effectuée. Les résultats sont présentés en [figure 6.20](#). Cette figure compare les évolutions des énergies des peaux et de l'âme suivant les différentes directions en fonction de la fréquence.

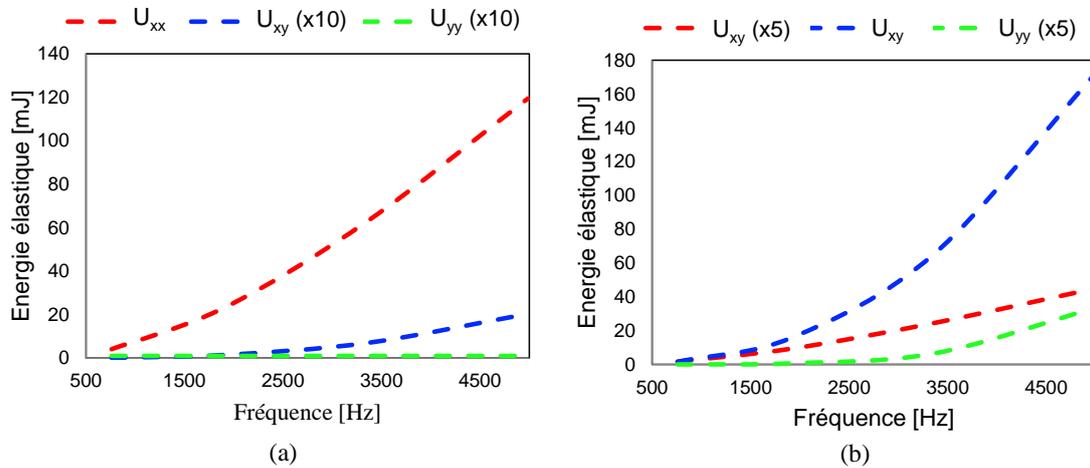


FIGURE 6.20 – Énergies élastiques dans les différentes directions : a) dans les peaux et b) dans l'âme

On remarque que l'énergie élastique en traction/compression U_{xx}^p est largement prépondérante dans les peaux, alors l'énergie en cisaillement U_{xy}^a est prépondérante dans l'âme. De ce fait, on peut montrer par analyse paramétrique que les propriétés des matériaux définis au [paragraphe 6.5.1](#) autres que E_{xx}^p et G_{xy}^a ont peu d'influence sur les résultats numériques obtenus.

Par la suite, les facteurs de perte suivants ont été attribués aux différents matériaux de la structure sandwich :

$$\begin{aligned}
 \eta_{xx}^p &= 2.2f^{-0.016} \\
 \eta_{yy}^p &= \eta_{xy}^p = 0.06 \\
 \eta_{xx}^a &= \eta_{yy}^a = 0.018 \\
 \eta_{xy}^a &= 0.34f^{-0.301}
 \end{aligned}
 \tag{6.19}$$

Comme pour les caractéristiques mécaniques des constituants, des facteurs de perte η_{xx}^p et η_{xy}^a dépendant de la fréquence ont été définis en s'appuyant sur les résultats expérimentaux présentés en [figure 6.8](#) et [figure 6.11](#). Les valeurs expérimentales mesurées en basse fréquence dans le [figure 6.9](#) ont été attribuées aux facteurs de perte η_{yy}^a et η_{xy}^a . Les paramètres η_{yy}^p et η_{xy}^p , beaucoup plus difficiles à mesurer, ont été supposés égaux au facteur de perte de la résine Elium en basse fréquence. Compte tenu des résultats énergétiques présentés sur la [figure 6.20](#), on peut montrer que l'influence des facteurs de perte autres que η_{xx}^p et η_{xy}^a est faible sur le calcul de l'amortissement global effectué par éléments finis, du fait des faibles quantités d'énergie U_{xy}^p , U_{yy}^p , U_{xx}^a et U_{yy}^a . Ainsi, les énergies dissipées par les différents constituants et les facteurs de perte modaux des

sandwichs ont été calculés pour chaque mode au moyen de la théorie développée au [paragraphe 6.5.3.2](#).

Les résultats numériques obtenus sont présentés en [figure 6.21](#). Celle-ci compare les évolutions des facteurs de perte en fonction de la fréquence obtenus expérimentalement et numériquement pour quatre poutres sandwichs avec différentes épaisseurs d'âme.

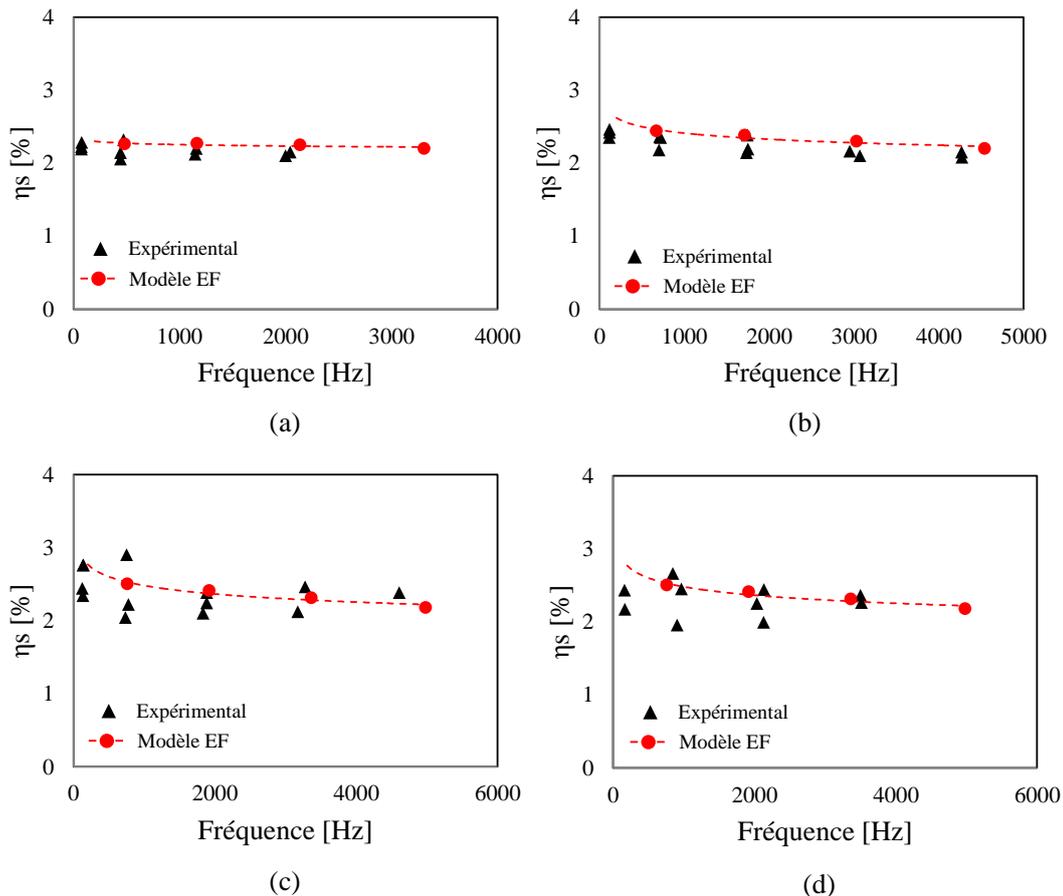


FIGURE 6.21 – Comparaison des facteurs de perte expérimentaux et numériques pour des sandwichs avec une âme de différentes épaisseurs : a) $e_a=6.4$ mm, b) $e_a=12.7$ mm, c) $e_a=15.9$ mm et d) $e_a=19.1$ mm.

On constate une bonne corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux. Toutefois, l'amortissement calculé par le modèle EF reste globalement légèrement supérieur à celui obtenu expérimentalement pour les poutres de plus faible épaisseur (10-15%). Cette différence s'accroît avec l'augmentation de l'épaisseur de l'âme. Cet écart peut s'expliquer par une imprécision au niveau des expressions liant le facteur de perte à la fréquence, données en [équation 6.19](#). Toutefois, la méthode VBT utilisée pour mesurer l'amortissement de l'âme en fonction de la réponse vibratoire des poutres sandwichs à peaux métalliques peut aussi être à l'origine de ces écarts. En effet, cette méthode suppose que l'amortissement des peaux métalliques est négligeable. Toutefois, les travaux d'Assarar et al. [142] ont permis de montrer que ce n'est pas toujours le

cas. Les auteurs ont proposé une correction du modèle numérique par translation des courbes liant l'amortissement de l'âme à la fréquence pour compenser l'écart constaté en négligeant l'amortissement des peaux.

Le modèle numérique par éléments finis présenté permet d'avoir accès aux quantités des énergies dissipées par les différents constituants (peaux en composite et âme en balsa). Ainsi, pour les différentes poutres sandwiches étudiées, caractérisées par différentes épaisseurs d'âme, la [figure 6.22](#) présente la fraction d'énergie dissipée par les peaux et par l'âme en fonction de la fréquence. On peut constater que les peaux dissipent une plus grande quantité d'énergie pour les basses fréquences. A l'inverse, pour des fréquences plus élevées, c'est l'âme qui dissipe la plus grande quantité d'énergie. De plus, pour chaque poutre, il existe une fréquence pour laquelle les peaux et l'âme dissipent des parts égales. Lorsque l'épaisseur de l'âme augmente, ce point d'intersection des courbes se décale vers les basses fréquences. Ces résultats confirment les conclusions du [paragraphe 6.3.1](#), qui attribuent l'augmentation de la variabilité de l'amortissement avec la fréquence à une sollicitation plus importante de l'âme en cisaillement. En effet, pour des valeurs de fréquences élevées, l'âme dissipe la plus grande quantité de l'énergie vibratoire. Les variations locales de propriétés mécaniques du balsa peuvent alors expliquer la variabilité des résultats observés.

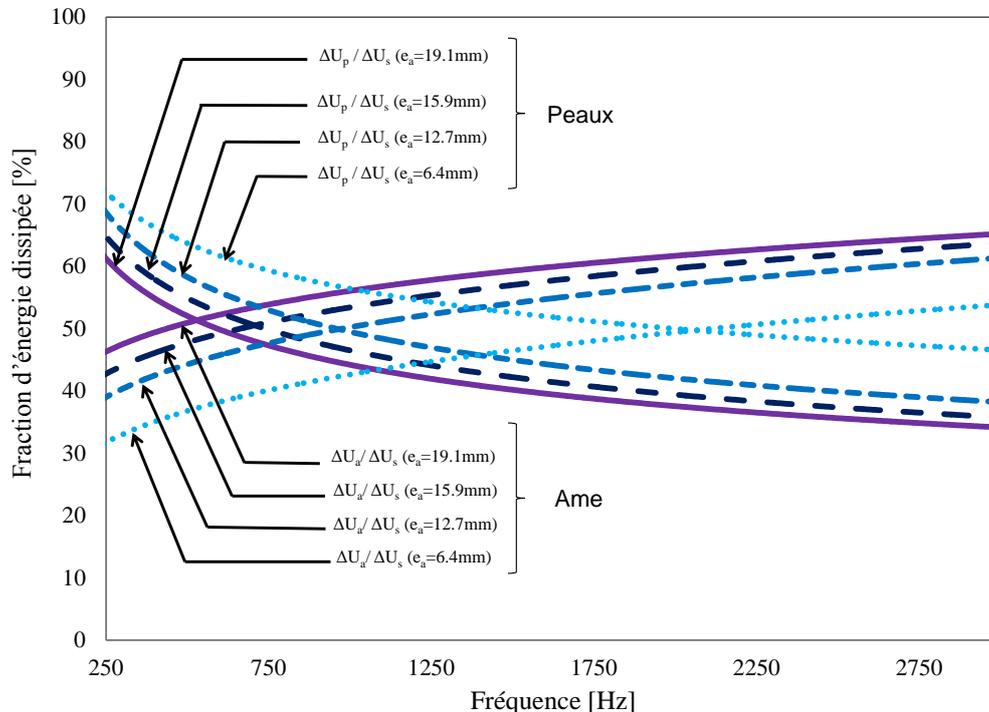


FIGURE 6.22 – Fraction d'énergie dissipée par les différents constituants de la structure sandwich avec différentes épaisseurs de l'âme.

Ainsi, on peut envisager une étude paramétrique similaire sur l'épaisseur des peaux, ou sur le compromis rigidité/amortissement des composites que l'on peut varier au moyen de différentes séquences d'empilement. L'utilisation du modèle numérique présenté permettrait ainsi entre autre d'effectuer un dimensionnement de structures sandwiches pour optimiser par exemple l'amortissement d'un mode donné, avec un impact minimal sur sa masse et/ou sur sa rigidité en flexion.

CONCLUSION

Ce chapitre présente l'analyse du comportement vibratoire de la structure sandwich et de ses constituants. Dans un premier temps, des essais expérimentaux d'analyse modale ont été réalisés sur les peaux composites, sur l'âme en balsa ainsi que sur la structure complète afin de déterminer leurs propriétés dynamiques (fréquences et amortissements modaux). Des propriétés mécaniques dépendantes de la fréquence ont été mises en évidence et décrites par des fonctions d'interpolation des résultats expérimentaux. De plus, différentes configurations de poutres sandwiches ont été testées afin de mettre en évidence l'influence de l'épaisseur et de la densité de l'âme en balsa sur les fréquences de résonance et l'amortissement global. Dans un second temps, un modèle éléments finis a été utilisé pour analyser le comportement vibratoire des sandwichs, en tenant compte des propriétés viscoélastiques des matériaux constitutifs. Les fréquences de résonance des sandwichs ont ainsi été calculées. Par ailleurs, une approche énergétique a été utilisée pour évaluer les amortissements modaux des structures sandwiches en fonction des caractéristiques des constituants. Une bonne corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux a été obtenue. De plus, le modèle numérique a permis de mettre en évidence la contribution des différents constituants (peaux et âme) dans la réponse globale de la structure. Les peaux composites dissipent une plus grande quantité d'énergie à faibles fréquences, alors que pour les fréquences plus élevées, c'est l'âme en balsa qui contribue le plus à l'amortissement global. Ainsi, on peut envisager l'utilisation de ce modèle pour réaliser des études paramétriques permettant par exemple, de dimensionner les structures sandwiches pour optimiser les ratios amortissement/performance mécanique et/ou amortissement/masse pour des fréquences que l'on souhaite atténuer.

CONCLUSION GÉNÉRALE

A l'heure actuelle, les éco-composites se présentent comme une réelle alternative à certains matériaux composites synthétiques. Leur utilisation à une plus grande échelle dépendra grandement des contraintes imposées par le législateur, mais aussi des études réalisées visant à mieux comprendre certains aspects de leur comportement en vue d'une utilisation industrielle. Dans ce contexte, la présente contribution a porté sur l'élaboration et la caractérisation mécanique d'une structure sandwich à base de constituants naturels. L'objectif initial de cette étude était de réaliser une structure bio-sourcée mécaniquement performante, d'analyser son comportement mécanique et de situer ses performances par rapport à des matériaux équivalents mais non bio-sourcés.

Dans un premier temps, en se basant sur une analyse bibliographique, les différents constituants du sandwich ont été sélectionnés. Une résine thermoplastique innovante a été associée à des fibres de lin et à une âme en balsa afin de réaliser une structure possédant des propriétés spécifiques élevées et un taux de contenu bio-sourcé pouvant atteindre 90%. Le procédé d'infusion de résine liquide utilisé a permis de réaliser des composites stratifiés ainsi que des sandwiches en « one-shot ». Dans un second temps, les comportements mécaniques des constituants ont été analysés au moyen d'essais statiques visant à déterminer leurs caractéristiques principales. La résine utilisée a montré des caractéristiques mécaniques en traction proches de certaines résines thermodurcissables. Par ailleurs, malgré un comportement fortement anisotrope, le balsa a révélé de très bonnes performances en compression et en cisaillement en configuration « bois-debout ». De plus, des relations entre certaines de ses propriétés et la masse volumique ont pu être établies. Ainsi, l'étude de la distribution de la masse volumique des blocs élémentaires constitutifs des panneaux de balsa utilisés a permis d'appréhender les variations locales de propriétés mécaniques de l'âme.

Une fois ces constituants élémentaires caractérisés, une étude expérimentale du comportement en traction des composites renforcés de fibres de lin constitutifs des peaux du sandwich a été réalisée. Cette analyse a révélé de bonnes propriétés spécifiques pour ce type d'éco-composite, permettant d'envisager son utilisation pour certaines applications en complément voire en remplacement des composites renforcés de fibres de verre. Par ailleurs, les propriétés de ce matériau en contraintes planes ont été déterminées. Elles ont été utilisées, ainsi que celles de l'âme en balsa, pour alimenter des modèles analytiques et numériques, notamment aux chapitres 4 et 6. De surcroît, cette étude a permis

de mettre en évidence un comportement élastique linéaire très court pour les composites unidirectionnels et stratifiés croisés, suivi d'une seconde phase de comportement non linéaire. L'évolution de la rigidité en fonction de la déformation a été en partie expliquée par une combinaison de phénomènes partiellement irréversibles survenant à l'échelle de la microstructure des fibres de lin, tels que la réorientation des microfibrilles de cellulose. De plus, une étude des principaux mécanismes d'endommagement a été réalisée au moyen de la technique de l'émission acoustique, couplée à des observations de faciès de rupture d'éprouvettes testées. Quatre classes de signaux acoustiques ont été identifiées et attribuées aux mécanismes de fissuration matricielle, de décohésion d'interface, de délaminage et de rupture des fibres. Ces résultats offrent ainsi des perspectives intéressantes pour la réalisation d'études numériques visant à simuler l'apparition et/ou la propagation des différents mécanismes d'endommagement pour ce type de matériau. De surcroît, l'utilisation de la technique d'émission acoustique peut être envisagée pour la détection en temps réel des différents phénomènes survenant au sein de la structure en cours de sollicitation. Cette perspective est intéressante en vue de l'utilisation des techniques de classifications supervisées ou encore de contrôle de santé des structures.

Par la suite, le comportement mécanique en statique des sandwichs a été étudié. Dans un premier temps, les essais réalisés ont permis de montrer que la résistance de l'interface en traction perpendiculaire de cet éco-sandwich apparaît comparable voire supérieure à celle de structures à peaux en composite GFRP ou CFRP et à âme en mousse PVC. Le procédé d'infusion de résine liquide utilisé pour la mise en oeuvre en « one-shot » de cet éco-sandwich apparaît alors efficace, ouvrant de nouvelles perspectives pour la réalisation de pièces composites thermoplastiques de grandes dimensions. Dans un second temps, une étude du comportement en flexion de poutres sandwiches a été effectuée en faisant varier les distances entre appuis. Ainsi, la réponse de la structure en flexion pure ou en flexion avec cisaillement a pu être étudiée. Les résultats expérimentaux obtenus ont montré une très bonne corrélation avec la théorie des poutres sandwiches. De ce fait, une carte des modes de rupture a pu être proposée, visant à anticiper les modes de ruine des sandwichs en fonction des propriétés de ses constituants et des conditions aux limites de l'essai. Cette approche a permis d'expliquer les modes de rupture observés expérimentalement. Par ailleurs, la variabilité de la rupture a pu être interprétée en intégrant la dispersion de la masse volumique de l'âme en balsa. Cette approche peut donc être utilisée pour le dimensionnement de ce type de structure en tenant compte de la variabilité des propriétés mécaniques de l'âme, par la connaissance de la dispersion de la masse volumique dans les panneaux de balsa.

De plus, le comportement de cette structure sandwich soumise à des chargements dynamiques a été étudié, afin de discuter de sa durabilité et d'une utilisation potentielle pour des applications semi-structurelles. Le comportement en flexion en fatigue cyclique a été analysé dans les mêmes conditions expérimentales que pour les essais de

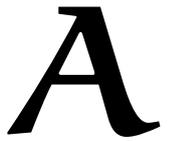
flexion quasi-statiques. La durée de vie des sandwichs Lin/Elium/Balsa s'avère ainsi légèrement inférieure à celle de poutres sandwichs Verre/Epoxy/Mousse PVC, même si cette conclusion doit être pondérée entre autre par le gain de masse permis par l'utilisation d'un renfort végétal. De plus, les modes de rupture observés en fatigue sont les mêmes que ceux étudiés en flexion quasi-statique. Toutefois, les résultats obtenus montrent une variabilité importante, particulièrement lorsque l'âme est fortement sollicitée en cisaillement. Ces conclusions amènent à penser que l'utilisation d'une telle structure paraît possible pour des applications impliquant des chargements en fatigue. Néanmoins, des essais complémentaires sont nécessaires, d'une part pour une meilleure appréhension de la variabilité des résultats et d'autre part pour estimer les propriétés résiduelles de ce matériau après un chargement en fatigue. Par ailleurs, la réponse des sandwichs soumis à des impacts à faible vitesse et faible masse a été étudiée. Une configuration expérimentale privilégiant l'indentation locale du matériau a été utilisée. L'influence des propriétés des constituants, tels que l'épaisseur et la masse volumique de l'âme, ou la séquence d'empilement des peaux a été discutée. Les résultats obtenus apparaissent dispersés du fait du caractère très localisé de l'endommagement, révélant ainsi les variations locales importantes des propriétés mécaniques de l'âme en balsa. Cependant, une analyse des mécanismes d'endommagement a permis de mettre en évidence des dégradations importantes de la peau supérieure dès les plus faibles niveaux d'énergie. De plus, une énergie critique impliquant la rupture en cisaillement et le décalage d'un bloc de l'âme en balsa, après la perforation de la peau supérieure a été identifiée. Les impacts imposés au-delà de cette énergie impliquent l'amorçage et la propagation d'une décohésion de l'interface entre la peau inférieure et l'âme. Ces différents mécanismes confèrent à la structure une bonne capacité à dissiper l'énergie de l'impact. Toutefois, des études supplémentaires apparaissent nécessaires pour pouvoir comparer objectivement la réponse de ce matériau à celui d'autres structures non bio-sourcées. Par exemple, d'autres configurations d'essais doivent être employées pour étudier la réponse en flexion de la structure soumise à des chargements moins localisés. De même, les propriétés résiduelles de ce matériau après impact ou après fatigue doivent être estimées.

Enfin, une étude du comportement vibratoire des sandwichs a été réalisée. Les composites Lin/Elium ont révélé une capacité à dissiper l'énergie de vibration supérieure aux composites Verre/Epoxy. Ces bonnes propriétés vibratoires sont une conséquence des facteurs de perte élevés de la résine Elium ainsi que de l'utilisation de fibres végétales en guise de renfort. De surcroît, l'âme en balsa a révélé des propriétés viscoélastiques et amortissantes très intéressantes, particulièrement en cisaillement. Par conséquent, la structure sandwich Lin/Elium/Balsa a montré des propriétés d'amortissement supérieures aux poutres Verre/Epoxy/Mousse PVC utilisées à titre comparatif. Afin d'étudier la participation des différents constituants dans la réponse globale des sandwichs, une analyse numérique basée sur une modélisation par éléments finis a été effectuée.

Les caractéristiques viscoélastiques des différents constituants ont été prises en compte pour la simulation du comportement vibratoire des éco-sandwichs. Les résultats numériques se sont révélés être en très bonne adéquation avec les résultats expérimentaux. Ils ont permis de montrer que les peaux dissipent l'énergie principalement en traction/compression notamment pour les plus basses fréquences. En revanche, l'âme dissipe un maximum d'énergie en cisaillement pour les fréquences les plus élevées. Une étude paramétrique montrant l'influence de l'épaisseur de l'âme a été effectuée, ouvrant ainsi des perspectives intéressantes quant à l'utilisation d'un tel modèle pour le dimensionnement des structures sandwiches, dans le but, par exemple, d'optimiser le ratio amortissement/masse pour une fréquence particulière. De plus, ces analyses montrent bien que cette structure bio-sourcée peut, en plus de ses propriétés mécaniques spécifiques intéressantes, être utilisée pour sa capacité intrinsèque à dissiper l'énergie vibratoire supérieure à celles des composites traditionnels équivalents.

Ce travail a donc permis de démontrer la faisabilité d'une structure sandwich possédant un pourcentage de constituants bio-sourcés élevé. Le matériau étudié possède des caractéristiques mécaniques spécifiques, tant pour des chargements statiques que dynamiques, qui permettent d'envisager son utilisation pour certaines applications semi-structurelles. De plus, les bonnes propriétés d'amortissement vibratoire mises en évidence constituent une fonctionnalité supplémentaire, élargissant ainsi le spectre des applications potentielles pour ce type de matériau. Toutefois, du fait des exigences de certains cahiers des charges industriels, il apparaît nécessaire de pousser cette étude jusqu'à la réalisation d'une pièce prototype concrète pouvant convenir à une application industrielle particulière, afin de confronter ce matériau à de nouvelles problématiques. Enfin, l'utilisation de la résine thermoplastique Elium permet théoriquement d'envisager le recyclage ou le décyclage de ce matériau. Toutefois, au cours de ce travail, aucune étude n'a été réalisée dans ce sens. Il apparaît donc nécessaire de vérifier ce point, susceptible de constituer un avantage supplémentaire relatif à la gestion de la fin de vie du produit.

ANNEXES



SOMMAIRE

A.1	COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES COMPOSITES STRATIFIÉS	181
A.1.1	Détermination théorique des modules d'élasticité	181
A.1.2	Comportement élastique d'un composite dans et en dehors de ses axes d'orthotropie	183
A.1.3	Etat de contraintes planes	184
A.1.4	Rigidités des plaques composites	186
A.2	FLEXION DES POUTRES SANDWICHES : ÉLÉMENTS THÉORIQUES	188
A.2.1	Rigidités en flexion et en cisaillement	188
A.2.2	Contraintes et déformations	190
A.2.3	Equations d'équilibre et relations fondamentales	191
A.3	VIBRATION DES POUTRES COMPOSITES ET SANDWICHES	193
A.3.1	Vibrations libres d'une poutre non amortie	193
A.3.2	Vibration d'une poutre en présence d'amortissement	195

A.1 COMPORTEMENT MÉCANIQUE DES COMPOSITES STRATIFIÉS

Le comportement mécanique d'un matériau composite est fortement lié à celui de ses constituants. Ce paragraphe propose de décrire les grandes lignes permettant de déterminer les caractéristiques mécaniques du composite à partir de celles des constituants, s'inspirant des ouvrages de Berthelot [26], Gay [143] et Zenkert [102]. On s'intéressera en particulier au cas des composites stratifiés renforcés de fibres continues. Les différents éléments théoriques présentés ici sont principalement mentionnés dans le [chapitre 3](#).

A.1.1 Détermination théorique des modules d'élasticité

Dans un premier temps, considérons un cas de traction longitudinale sur un volume réduit de matrice comportant une fibre de renfort, comme présenté sur la [figure A.1](#). L'application d'une contrainte de traction σ_1 sur le volume résulte en un allongement longitudinal Δl et en une diminution de l'épaisseur Δl_t .

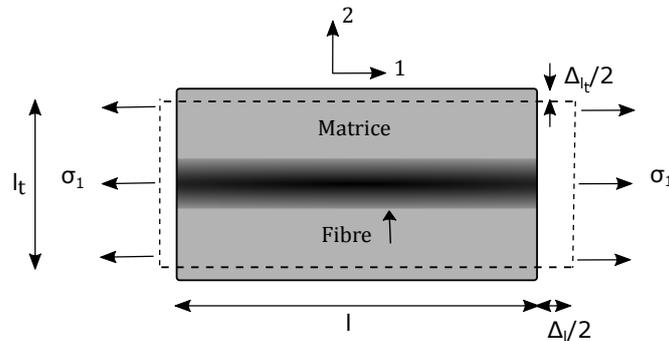


FIGURE A.1 – Traction longitudinale sur un volume de matrice renforcée d'une fibre longue

Par définition, la déformation longitudinale est donnée par :

$$\epsilon_1 = \frac{\Delta l}{l} \quad (\text{A.1})$$

En faisant l'hypothèse d'une déformation identique pour la fibre et pour la matrice, on a alors :

$$\epsilon_1 = \epsilon_f = \epsilon_m \quad (\text{A.2})$$

D'autre part, si la déformation a lieu dans le domaine élastique linéaire, on a alors :

$$\begin{aligned} \sigma_f &= E_f \epsilon_f \\ \sigma_m &= E_m \epsilon_m \end{aligned} \quad (\text{A.3})$$

Ainsi, l'application d'une charge F_1 sur la section totale S , comprenant la section de fibre S_f et la section de la matrice S_m donne :

$$F_1 = \sigma_f S_f + \sigma_m S_m \quad (\text{A.4})$$

En divisant l'équation précédente par la section totale S , et en notant ϕ_f^v et ϕ_m^v les fractions volumiques de la fibre et de la matrice, on obtient alors :

$$\sigma_1 = \sigma_f \phi_f^v + \sigma_m \phi_m^v \quad (\text{A.5})$$

Ce qui conduit à une expression connue sous le nom de "Loi des mélanges", permettant d'exprimer le module longitudinal E_L du composite en fonction de ceux de ces constituants :

$$E_L = E_f \phi_f^v + E_m (1 - \phi_f^v) \quad (\text{A.6})$$

On suppose alors que les fibres et la matrice sont parfaitement liées, et qu'il n'existe aucune porosité dans le composite, ce qui permet de supposer que $\phi_m^v = (1 - \phi_f^v)$.

Par un raisonnement analogue, en considérant une traction dans la direction 2 sur le volume de la [figure A.1](#), on peut estimer le module d'Young transverse E_T du composite en fonction de ceux des constituants par :

$$\frac{1}{E_T} = \frac{\phi_f^v}{E_f} + \frac{1 - \phi_f^v}{E_m} \quad (\text{A.7})$$

Il est aussi possible, en s'inspirant de la démonstration précédente, d'estimer le coefficient de Poisson longitudinal ν_{LT} par :

$$\nu_{LT} = \nu_f \phi_f^v + \nu_m (1 - \phi_f^v) \quad (\text{A.8})$$

Ainsi que le module de cisaillement longitudinal G_{LT} par :

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{\phi_f^v}{G_f} + \frac{1 - \phi_f^v}{G_m} \quad (\text{A.9})$$

Ces différentes équations de mélanges reposent sur un certain nombre d'hypothèses, comme la déformation équivalente des fibres et de la matrice sous une contrainte uniforme, l'adhésion parfaite entre les constituants, ou encore un arrangement homogène et régulier des renforts dans la matrice. D'autres théories d'homogénéisation ont été proposées, notamment par Halpin et Tsai, se voulant plus générales. Elles sont en pratique compliquées à mettre en oeuvre. Les résultats donnés précédemment permettent toutefois d'obtenir dans la plupart des cas une première approximation satisfaisante des principales propriétés mécaniques du composite.

A.1.2 Comportement élastique d'un composite dans et en dehors de ses axes d'orthotropie

Les composites stratifiés, que ce soit de plis unidirectionnels ou bi-axiaux, présentent un comportement orthotrope. Chaque pli possède en effet trois plans de symétrie orthogonaux deux à deux. On distingue généralement la direction de la chaîne des renforts, noté L ou 1, de la direction de la trame, noté T ou 2. La direction dans l'épaisseur du pli est noté T' ou 3.

D'une manière générale, un composite possède un comportement linéaire s'il existe un comportement bi-univoque entre le tenseur des contraintes et le tenseur des déformations. On peut alors écrire :

$$\begin{aligned}\sigma_{ij} &= Q_{ijkl}\epsilon_{kl} \\ \epsilon_{ij} &= S_{ijkl}\sigma_{kl}\end{aligned}\tag{A.10}$$

où Q_{ijkl} et S_{ijkl} sont respectivement les composantes des tenseurs d'ordre quatre de rigidité et de souplesse, qui sont l'inverse l'un de l'autre.

La symétrie des tenseurs de contraintes et de déformations impose de plus :

$$\begin{aligned}Q_{ijkl} &= Q_{jikl} \\ S_{ijkl} &= S_{jilk}\end{aligned}\tag{A.11}$$

Ces relations peuvent être exprimées dans un repère correspondant aux axes d'orthotropie comme présenté sur la [figure A.2.a](#). Toutefois, il est utile de les exprimer dans un repère orienté d'un angle θ par rapport à ces axes, comme illustrée en [figure A.2.b](#). En effet, les composites stratifiés sont souvent constitués d'un assemblage de plis avec différentes orientations, comme le montre la [figure A.3](#).

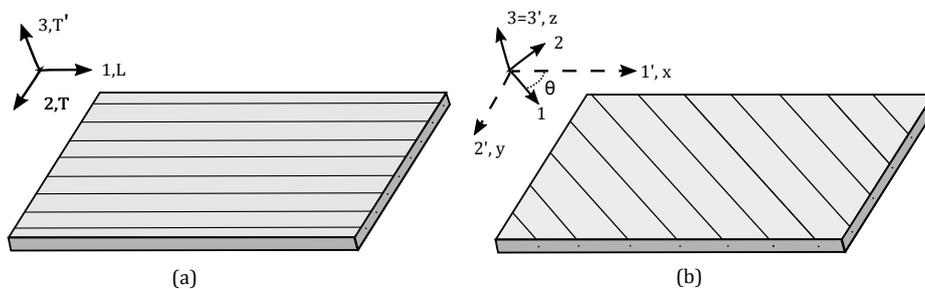


FIGURE A.2 – Représentation d'un pli composite unidirectionnel : a) dans un repère correspondant à ses axes d'orthotropie et b) dans un repère tourné d'un angle θ par rapport à ses axes d'orthotropie

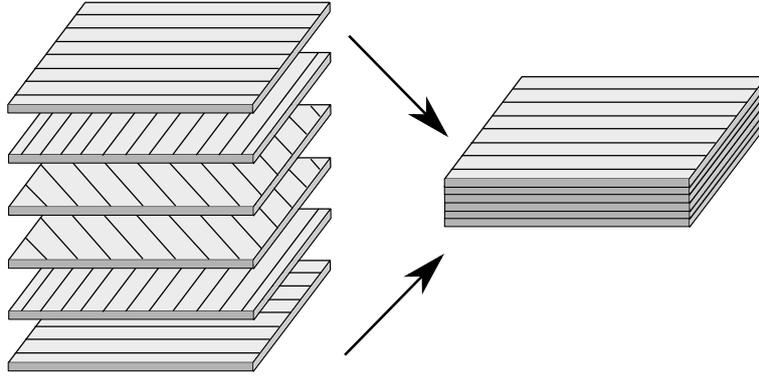


FIGURE A.3 – Représentation d'un composite stratifié constitué de 6 plis avec différentes orientations

A.1.3 Etat de contraintes planes

Souvent, l'épaisseur du pli d'un composite stratifié est négligeable devant les autres dimensions. Ainsi, dans les axes principaux, un état de contraintes planes est caractérisé par :

$$\begin{cases} \sigma_i \neq 0 \text{ si } i = 1, 2, 6 \\ \sigma_i = 0 \text{ si } i = 3, 4, 5 \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} \epsilon_i \neq 0 \text{ si } i = 1, 2, 3, 6 \\ \epsilon_i = 0 \text{ si } i = 4, 5 \end{cases} \quad (\text{A.12})$$

Les relations d'élasticité liant les déformations et les contraintes présentée en [équation A.10](#) deviennent :

$$\begin{pmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{A.13})$$

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{A.14})$$

En exprimant la relation donnée en [équation A.13](#) en fonction des modèles de l'ingénieur, on obtient :

$$\begin{pmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_1} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_2} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{A.15})$$

Dans une base ayant subi une rotation d'angle θ par rapport aux axes principaux et en utilisant les relations de changement de repère suivantes :

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \cos^2(\theta) & \sin^2(\theta) & -2 \cos(\theta) \sin(\theta) \\ \sin^2(\theta) & \cos^2(\theta) & 2 \cos(\theta) \sin(\theta) \\ \cos(\theta) \sin(\theta) & -\cos(\theta) \sin(\theta) & \cos^2(\theta) - \sin^2(\theta) \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{A.16})$$

$$\begin{pmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \epsilon_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \cos^2(\theta) & \sin^2(\theta) & -\cos(\theta) \sin(\theta) \\ \sin^2(\theta) & \cos^2(\theta) & \cos(\theta) \sin(\theta) \\ 2 \cos(\theta) \sin(\theta) & -2 \cos(\theta) \sin(\theta) & \cos^2(\theta) - \sin^2(\theta) \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{A.17})$$

l'équation A.13 prend alors la forme :

$$\begin{pmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \epsilon_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} S'_{11} & S'_{12} & S'_{13} \\ S'_{21} & S'_{22} & S'_{23} \\ S'_{31} & S'_{32} & S'_{33} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \end{pmatrix} \quad (\text{A.18})$$

Les nouvelles composantes S'_{ij} peuvent alors être exprimées en fonction des anciennes S_{ij} par :

$$\begin{aligned} S'_{11} &= S_{11} \cos^4(\theta) + (2S_{12} + S_{66}) \cos^2(\theta) \sin^2(\theta) + S_{22} \sin^4(\theta) \\ S'_{12} &= (S_{11} + S_{22} - S_{66}) \cos^2(\theta) \sin^2(\theta) + S_{12} (\sin^4(\theta) + \cos^4(\theta)) \\ S'_{22} &= S_{11} \sin^4(\theta) + (2S_{12} + S_{66}) \cos^2(\theta) \sin^2(\theta) + S_{22} \cos^4(\theta) \\ S'_{16} &= (2S_{11} - S_{12} - S_{66}) \sin(\theta) \cos^3(\theta) - (2S_{22} - S_{12} - S_{66}) \sin^3(\theta) \cos(\theta) \\ S'_{26} &= (2S_{11} - S_{12} - S_{66}) \sin^3(\theta) \cos(\theta) - (2S_{22} - S_{12} - S_{66}) \sin(\theta) \cos^3(\theta) \\ S'_{66} &= 2(2S_{11} + 2S_{22} - 4S_{12} - S_{66}) \sin^2(\theta) \cos^2(\theta) + S_{66} (\sin^4(\theta) + \cos^4(\theta)) \end{aligned} \quad (\text{A.19})$$

En introduisant les modules de l'ingénieur, on obtient alors :

$$\begin{pmatrix} \epsilon_x \\ \epsilon_y \\ \epsilon_{xy} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} \frac{1}{E_x} & -\frac{\nu_{xy}}{E_y} & \frac{\eta_{x,xy}}{2G_{xy}} \\ -\frac{\nu_{yx}}{E_y} & \frac{1}{E_y} & \frac{\eta_{y,xy}}{2G_{xy}} \\ \frac{\eta_{xy,x}}{E_x} & \frac{\eta_{xy,y}}{E_y} & \frac{1}{2G_{12}} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_{xy} \end{pmatrix} \quad (\text{A.20})$$

où $\eta_{x,xy}$, $\eta_{y,xy}$, $\eta_{xy,x}$ et $\eta_{xy,y}$ sont appelés coefficients d'influence mutuelle et correspondent à des coefficients de couplage non classiques. Les relations précédentes peuvent bien sûr être inversées pour obtenir la matrice de rigidité Q_{ij} , exprimant la relation entre les contraintes et les déformations.

A.1.4 Rigidités des plaques composites

Par la suite, en considérant l'empilement présenté sur la [figure A.4](#), constitué de plis UD superposés avec des orientations différentes, il est possible d'estimer les rigidités équivalentes du stratifié.

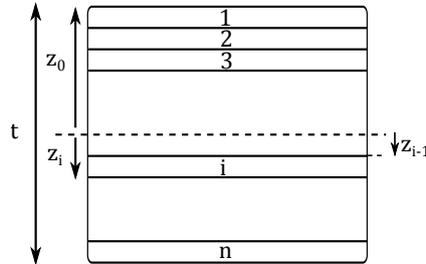


FIGURE A.4 – Coupe d'un stratifié à n couches

En notant N et M les forces et les moments appliqués sur une plaque, et en supposant :

$$N = \begin{pmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{pmatrix} \text{ et } M = \begin{pmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{pmatrix} \quad (\text{A.21})$$

Et en notant les contraintes, déformations et courbures :

$$\sigma_0 = \begin{pmatrix} \sigma_{x_i} \\ \sigma_{y_i} \\ \sigma_{xy_i} \end{pmatrix} ; \epsilon_0 = \begin{pmatrix} \epsilon_{x_0} \\ \epsilon_{y_0} \\ \epsilon_{xy_0} \end{pmatrix} \text{ et } \kappa = \begin{pmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{pmatrix} \quad (\text{A.22})$$

Les relations entre les efforts, les moments, les déformations et les courbures de la plaque sont alors données par :

$$\begin{pmatrix} N \\ M \end{pmatrix} = \sum_{i=1}^n \int_{z_{i-1}}^{z_i} \begin{pmatrix} Q_i & Q_i z \\ Q_i z & Q_i z^2 \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_0 \\ \kappa \end{pmatrix} dz = \begin{pmatrix} A & B \\ B & D \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \epsilon_0 \\ \kappa \end{pmatrix} \quad (\text{A.23})$$

Avec :

$$\begin{aligned} A &= \sum_{i=1}^n Q_i (z_i - z_{i-1}) \\ B &= \frac{1}{2} \sum_{i=1}^n Q_i (z_i^2 - z_{i-1}^2) \\ D &= \frac{1}{3} \sum_{i=1}^n Q_i (z_i^3 - z_{i-1}^3) \end{aligned} \quad (\text{A.24})$$

Enfin, on peut exprimer les modules de l'ingénieur équivalent du stratifié d'épaisseur t , à savoir :

$$E_x = \frac{A_{11}(1 - \nu_{12}\nu_{21})}{t} \quad (\text{A.25})$$

$$E_y = \frac{A_{22}(1 - \nu_{12}\nu_{21})}{t} \quad (\text{A.26})$$

$$G_{xy} = \frac{A_{66}}{t} \quad (\text{A.27})$$

$$\nu_{12} = \frac{A_{12}}{A_{22}} \text{ et } \nu_{21} = \frac{A_{12}}{A_{11}} \quad (\text{A.28})$$

A.2 FLEXION DES POUTRES SANDWICHES : ÉLÉMENTS THÉORIQUES

Cette section présente certains éléments de la théorie des poutres sandwiches, s'appuyant sur les ouvrages de Zenkert [102] et Berthelot [26], qui sont utilisés lors de l'analyse expérimentale et analytique proposée au chapitre 4.

A.2.1 Rigidités en flexion et en cisaillement

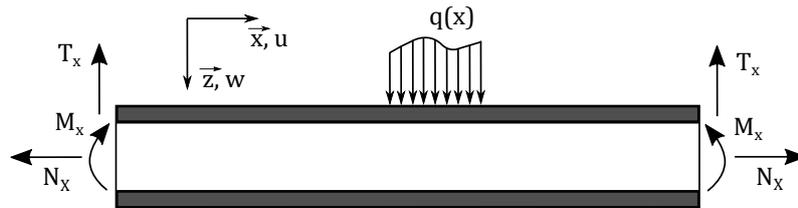


FIGURE A.5 – Exemples de sollicitations mécaniques d'une poutre sandwich

Considérons la poutre sandwich illustrée en figure A.5, soumise à une charge éventuellement répartie $q(x)$, à des efforts T_x et N_x ainsi qu'à un moment M_x . En notant u et w les déplacements selon x et z , les déformations sont données par :

$$\begin{aligned}\epsilon_x &= \frac{\partial u}{\partial x} \\ \gamma_{xz} &= \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial x}\end{aligned}\tag{A.29}$$

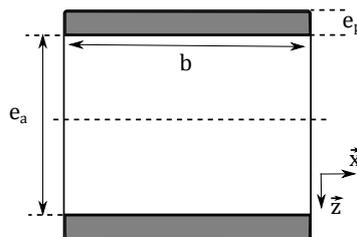


FIGURE A.6 – Paramètres géométriques de la section d'une poutre sandwich

Dans le cas d'une structure sollicitée en flexion, il est possible d'exprimer la rigidité de flexion D d'une poutre sandwich dont les paramètres de la section sont présentés en figure A.6. En considérant une structure symétrique, avec E_p et E_a les modules d'Young respectivement des peaux et de l'âme et en notant $d = e_p + e_a$ alors :

$$D = \iint E z^2 dx dz = \frac{E_p b e_p^3}{6} + 2E_p b e_p \left(\frac{d}{2}\right)^2 + \frac{E_a b e_a^3}{12}\tag{A.30}$$

L'expression suivante peut être décomposée en :

$$D = 2D_p + D_0 + D_a \quad (\text{A.31})$$

avec $2D_p$ la rigidité en flexion des peaux par rapport à leurs axes neutres, D_0 la rigidité en flexion des peaux par rapport à l'axe median et D_a la rigidité en flexion de l'âme.

En fonction des paramètres (géométriques et physiques) des différents constituants des poutres, certaines approximations peuvent être faites visant à simplifier l'équation A.30 :

Hypothèse des peaux fines

$$\frac{2D_p}{D_0} < 0.01 \Leftrightarrow 3\left(\frac{d}{e_p}\right)^2 > 100 \text{ ou } \frac{d}{e_p} > 5.77 \quad (\text{A.32})$$

Hypothèse de l'âme aux caractéristiques mécaniques faibles

$$\frac{D_a}{D_0} < 0.01 \Leftrightarrow \frac{6E_p e_p d^2}{E_a e_a^3} > 100 \quad (\text{A.33})$$

Si les deux relations précédentes sont satisfaites, alors :

$$D = D_0 = \frac{E_p b e_p d^2}{2} \quad (\text{A.34})$$

D'autre part, dans l'hypothèse des peaux fines et de l'âme faible, on peut aussi définir la rigidité équivalente en cisaillement N d'une poutre sandwich, qui dépend notamment du module de cisaillement G_a de l'âme par :

$$N = \frac{b d^2 G_a}{e_a} \quad (\text{A.35})$$

Ces deux grandeurs sont très importantes pour décrire le comportement d'une poutre sandwich en flexion. En effet, considérant une poutre de longueur L sollicitée en flexion par une charge P , la flèche δ mesurée est égale à la somme d'une flèche résultante d'une déformation en flexion δ_f et d'une autre résultante d'une déformation en cisaillement δ_c due aux efforts transverses. Ces différentes déformations sont illustrées en figure A.7.

Dans un cas général, en introduisant α et β deux constantes dépendant des conditions aux limites, on a :

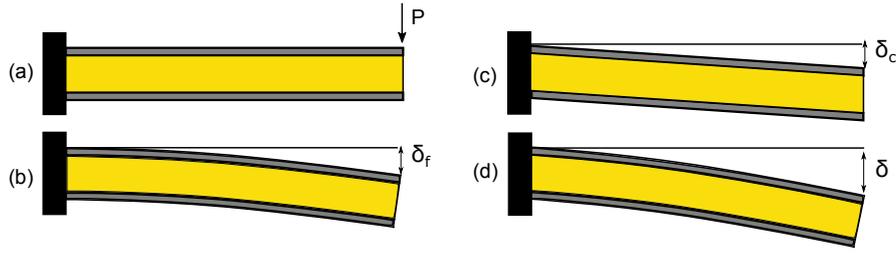


FIGURE A.7 – Déformations partielles d'une poutre sandwich encadrée libre en flexion : a) poutre non déformée, b) déformation de flexion pure, c) déformation de cisaillement pure et d) déformation en flexion et cisaillement combinés

$$\begin{aligned}\delta &= \delta_f + \delta_c \\ \delta_f &= \alpha \frac{PL^3}{D} \\ \delta_c &= \beta \frac{PL}{N}\end{aligned}\quad (\text{A.36})$$

A.2.2 Contraintes et déformations

On peut exprimer les déformations et les contraintes dues à la flexion dans les peaux par ;

$$\epsilon_x = \frac{M_x z}{D} \implies \sigma_p = \frac{M_x z E_p}{D} \quad (\text{A.37})$$

Ainsi, dans le cadre des hypothèses des peaux fines et de l'âme faible :

$$\sigma_{p_i} = -\frac{M_x (d - e) E_{p_i}}{D_0} \approx \pm \frac{M_x}{e_{p_i} d} \quad (\text{A.38})$$

où $i = 1$ ou 2 désigne les peaux inférieures ou supérieures et $e = d/2$ représente la distance entre l'axe neutre du sandwich et celui des peaux. De même, on peut exprimer les contraintes et les déformations dans l'âme par :

$$\epsilon_a = \frac{M_x z}{D} \implies \sigma_a = \frac{M_x z E_a}{D} \quad (\text{A.39})$$

De plus, la déformation causée par une sollicitation dans le plan est donnée par :

$$\epsilon_{x_0} = \frac{N_x}{E_{p1} e_{p1} + E_{p2} e_{p2} + E_a e_a} \quad (\text{A.40})$$

Ainsi :

$$\begin{aligned}\sigma_{p_i} &= \epsilon_{x_0} E_{p_i} \\ \sigma_a &= \epsilon_{x_0} E_a\end{aligned}\quad (\text{A.41})$$

D'autre part, on peut exprimer les contraintes de cisaillement τ_p dans les peaux et τ_a dans l'âme comme une fonction de z par :

$$\tau_p(z) = \frac{T_x E_p}{2(D_0 + 2D_p)} \left(\frac{e_a^2}{4} + e_a e_p + e_p^2 - z^2 \right) \quad (\text{A.42})$$

$$\tau_a(z) = \frac{T_x}{D} \left(\frac{E_p e_p d}{2} + \frac{E_a}{2} \left(\frac{e_c^2}{4} - z^2 \right) \right) \quad (\text{A.43})$$

La contrainte de cisaillement maximale se trouve au niveau de l'axe neutre ($z = 0$), et est donnée par :

$$\tau_{a_{max}}(z = 0) = \frac{T_x}{D} \left(\frac{E_p e_p d}{2} + \frac{E_a e_a^2}{8} \right) \quad (\text{A.44})$$

D'autre part, la contrainte de cisaillement minimale de l'âme se trouve au niveau de l'interface peaux/âme et est donnée par :

$$\tau_{a_{min}} = \tau_{p_{max}} = \frac{T_x}{D} \left(\frac{E_p e_p d}{2} \right) \quad (\text{A.45})$$

La représentation dans l'épaisseur de la poutre sandwich de ces différentes contraintes, présentée en [figure A.8](#), montre bien le rôle des peaux dans l'encaissement des efforts de traction/compression, alors que l'âme encaisse les efforts transverses en cisaillement.

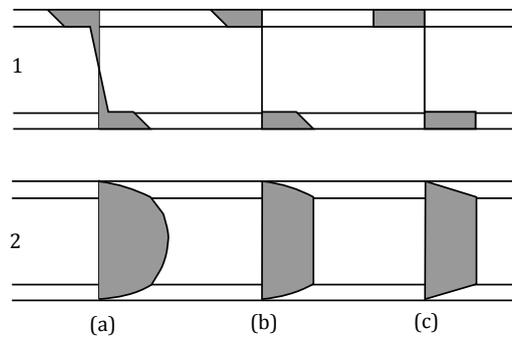


FIGURE A.8 – Représentation des contraintes en traction/compression (1) et en cisaillement (2) dans l'épaisseur de la poutre sandwich, d'après [102] : a) sans approximations, b) $E_a \ll E_p$ et c) $E_a \ll E_p$ et $e_p \ll e_c$

A.2.3 Equations d'équilibre et relations fondamentales

En introduisant la masse par unité de surface ρ^* ainsi que l'inertie de rotation \mathcal{K} , donnée par :

$$\rho^* = \int \rho(z) dz = \rho_{p1} e_{p1} + \rho_{p2} e_{p2} + \rho_a e_a \quad (\text{A.46})$$

$$\mathcal{K} = \frac{\rho_{p1}e_{p1}^3}{12} + \frac{\rho_{p2}e_{p2}^3}{12} + \frac{\rho_a e_a^3}{12} + \rho_{p1}e_{p1}(d-e)^2 + \rho_{p2}e_{p2}(d-e)^2 + \rho_a e_a \left(\frac{e_a}{2} - e\right)^2 \quad (\text{A.47})$$

Alors la relation d'équilibre à tout instant entre les efforts verticaux est donnée par [102] :

$$\frac{\partial T_x}{\partial x} + q + N_x \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} - \rho^* \frac{\partial^2 w}{\partial t^2} = 0 \quad (\text{A.48})$$

De plus, pour les moments, l'équation d'équilibre est :

$$-T_x + \mathcal{K} \frac{\partial^3 w_b}{\partial x \partial t^2} + \frac{\partial M_x}{\partial x} = 0 \quad (\text{A.49})$$

Dans le cas de sollicitations statiques ou quasi-statiques, les effets d'inertie peuvent être négligés. Les équations d'équilibres deviennent alors :

$$\frac{\partial T_x}{\partial x} = -q \quad (\text{A.50})$$

$$T_x = \frac{\partial M_x}{\partial x} \quad (\text{A.51})$$

Par ailleurs, dans l'hypothèse des peaux fines, la relation fondamentale d'une poutre soumise à un chargement statique dans le plan est :

$$D \frac{\partial^4 w}{\partial x^4} = \left(1 - \frac{D d^2}{N d x^2}\right) \left(q + N_x \frac{d^2 w}{d x^2}\right) \quad (\text{A.52})$$

Dans le cas de sollicitations plus générales, l'équation de mouvement s'écrit :

$$\begin{aligned} D \frac{\partial^4 w}{\partial x^4} - \left(q + N_x \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} - \rho^* \frac{\partial^2 w}{\partial t^2}\right) + \frac{D}{N} \frac{\partial^2}{\partial x^2} \left[q - N_x \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} - \rho^* \frac{\partial^2 w}{\partial t^2}\right] \\ - \frac{\mathcal{K}}{N} \frac{\partial^2}{\partial t^2} \left[q + N_x + \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} - \rho^* \frac{\partial^2 w}{\partial t^2}\right] - \mathcal{K} \frac{\partial^4 w}{\partial x^2 \partial t^2} = 0 \end{aligned} \quad (\text{A.53})$$

A.3 VIBRATION DES POUTRES COMPOSITES ET SANDWICHES

Cette section présente certains éléments théoriques décrivant le comportement vibratoire des poutres composites et sandwiches d'un point de vue analytique. Certains outils nécessaires à l'étude expérimentale réalisée au [chapitre 6](#) sont présentés.

A.3.1 Vibrations libres d'une poutre non amortie

L'équation du mouvement transverse d'une plaque orthotrope dans le cas où elle n'est soumise à aucune charge transverse s'écrit [70] :

$$D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + 4D_{16} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^3 \partial y} + 2(D_{12} + 2D_{66}) \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^2 \partial y^2} + 4D_{26} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x \partial y^3} + D_{22} \frac{\partial^4 w_0}{\partial y^4} + \rho_s \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} = 0 \quad (\text{A.54})$$

En notant w_0 le déplacement transverse, ρ_s la masse volumique de la plaque par unité de surface et D_{ij} les composantes du tenseur de rigidité de la plaque. Par la suite, on considère une poutre comme celle présentée sur la [figure A.9](#). On suppose que le déplacement transverse ne dépend que de la coordonnée x , c'est à dire : $w_0(x, y, t) = w_0(x, t)$. On considère aussi que le moment de flexion dans la direction y est nul, ainsi que le moment de torsion.

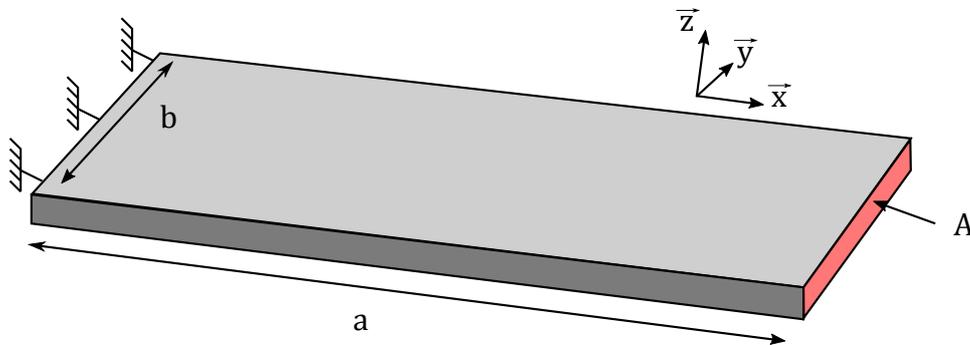


FIGURE A.9 – Caractéristiques géométriques d'une poutre

Selon la théorie des poutres d'Euler-Bernoulli (qui néglige les déformations de la section droite dues au cisaillement ainsi que l'effet d'inertie de rotation), l'équation de vibration devient [109, 110] :

$$\rho_s \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} + D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} = 0 \quad (\text{A.55})$$

Dans le cas des poutres, cette équation est souvent exprimée sous la forme :

$$\rho_s \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} + k_s \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} = 0 \quad (\text{A.56})$$

où $k_s = \frac{1}{D_{11}^{-1}}$ est la raideur par unité de surface. Plus généralement, on trouve la forme suivante faisant intervenir le module d'Young E de la poutre, ainsi que sa masse volumique ρ , son moment quadratique I et la surface de sa section A :

$$\left(\frac{EI}{\rho A}\right) \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} + \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} = 0 \quad (\text{A.57})$$

Pour déterminer les fréquences propres et les déformées modales on procède alors à une recherche de solutions aux variables séparées [144, 145] de la forme :

$$w_0(x, t) = X(x)T(t) \quad (\text{A.58})$$

L'équation A.57 devient alors :

$$\left(\frac{EI}{\rho A}\right) \frac{X^{(4)}(x)}{X(x)} = -\frac{\ddot{T}(t)}{T(t)} = cste = +\omega^2 \quad (\text{A.59})$$

Il s'agit en effet de deux fonctions de variables indépendantes : ces deux fonctions sont alors égales à une constante qui est choisie positive pour assurer la stabilité de la solution en temps. On peut alors obtenir deux équations différentielles :

$$\ddot{T}(t) + \omega^2 T(t) = 0 \quad (\text{A.60})$$

$$X^{(4)}(x) - \left(\frac{\rho A \omega^2}{EI}\right)^4 X(x) = 0 \quad (\text{A.61})$$

L'équation A.60 possède une solution de la forme

$$T(t) = a \sin(\omega t) + b \cos(\omega t) \quad (\text{A.62})$$

Pour l'équation A.61, en posant $\beta^4 = (\rho A \omega^2)/(EI)$, les solutions sont de la forme :

$$X(x) = C_1 \sin(\beta x) + C_2 \cos(\beta x) + C_3 \sinh(\beta x) + C_4 \cosh(\beta x) \quad (\text{A.63})$$

Les constantes C_1, C_2, C_3, C_4 peuvent être déterminées par les conditions aux limites. Pour une poutre encastree à son extrémité $x = x_0$ et libre à son extrémité $x = L$, ces conditions s'écrivent :

$$w_0(x_0, t) = 0, \quad \left. \frac{\partial w_0}{\partial x} \right|_{x_0} = 0, \quad \left. EI \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \right|_L = 0, \quad \left. -EI \frac{\partial^3 w_0}{\partial x^3} \right|_L = 0 \quad (\text{A.64})$$

Elles représentent respectivement un déplacement transversal et angulaire nul en $x = x_0$, ainsi qu'un moment de flexion et un effort tranchant qui s'annulent en $x = L$. Ainsi, une solution non triviale de cette équation est donnée par :

$$\frac{\cosh(\beta L) + \cos(\beta L)}{\sinh(\beta L) - \sin(\beta L)} = \frac{\sinh(\beta L) + \sin(\beta L)}{\cosh(\beta L) - \cos(\beta L)} \quad (\text{A.65})$$

$$\Leftrightarrow \cosh(\beta L) \cos(\beta L) + 1 = 0$$

Les valeurs prises par $(\beta L)_n$ pour différents modes n sont présentées dans le [tableau A.1](#) [144]. La réponse de la poutre correspond à la superposition de l'ensemble des modes propres. Ainsi :

$$w_0(x, t) = \sum_{i=1}^{\infty} X_i(x) (A_i \cos \omega_i t + B_i \sin \omega_i t) \quad (\text{A.66})$$

Les constantes A_i et B_i dépendent des conditions aux limites.

n	1	2	3	4	5	$n > 5$
$(\beta L)_n$	1.8751	4.6941	7.8548	10.9955	14.1372	$\frac{(2n-1)\pi}{2}$

TABLE A.1 – Valeurs de $(\beta L)_n$ pour différents modes n

A.3.2 Vibration d'une poutre en présence d'amortissement

Dans le cas d'une poutre soumise à une charge transverse q en présence d'amortissement visqueux, l'équation A.57 devient :

$$\rho_s \frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} + c_s \frac{\partial w_0}{\partial t} + D_{11} \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} = q(x, t) \quad (\text{A.67})$$

avec c_s le coefficient d'amortissement visqueux (par unité de surface). On peut aussi trouver cette équation sous la forme suivante :

$$\frac{\partial^2 w_0}{\partial t^2} + \frac{c_s}{\rho_s} \frac{\partial w_0}{\partial t} + \omega_0^2 a^4 \frac{\partial^4 w_0}{\partial x^4} = \frac{1}{\rho_s} q(x, t) \quad (\text{A.68})$$

en introduisant la pulsation propre du système ω_0 et a une constante dépendant des conditions aux limites :

$$\omega_0 = \frac{1}{a^2} \sqrt{\frac{D_{11}}{\rho_s}} \quad (\text{A.69})$$

Par la suite, en utilisant l'équation :

$$w_0(x, t) = \sum_{i=1}^{\infty} \Phi_i(t) X_i(x) \quad (\text{A.70})$$

L'équation A.68 peut alors être transformée en coordonnées modales, qui devient alors en multipliant par la fonction propre X_j et en intégrant sur la longueur de la poutre [145] :

$$\sum_{i=1}^{\infty} \left(\ddot{\Phi} \int_0^l X_i X_j dx + \frac{c_s}{\rho_s} \dot{\Phi} \int_0^l X_i X_j dx + \omega_0^2 a^4 \int_0^l \frac{d^4 X_i}{dt^4} X_j dx \right) = \int_0^l \frac{X_j}{\rho_s} q(x, t) \quad (\text{A.71})$$

Compte tenu des propriétés d'orthogonalité et de normalisation [145], et en notant $p(x, t) = \frac{X_j}{\rho_s} q(x, t)$ on obtient alors :

$$\ddot{\Phi}_i + \frac{c_s}{\rho_s} \dot{\Phi}_i + \omega_i^2 \Phi_i = p_i \quad (\text{A.72})$$

que l'on peut écrire en introduisant le coefficient d'amortissement ξ_i du mode $i \in [1 : \infty]$:

$$\ddot{\Phi}_i + 2\xi_i \omega_i \dot{\Phi}_i + \omega_i^2 \Phi_i = p_i \quad (\text{A.73})$$

Toutes ces équations peuvent être découplées. La réponse $\Phi(t)$ de tous les modes i correspond à la réponse d'un système à un seul degré de liberté avec amortissement visqueux. Ainsi, en considérant une poutre soumise à une **charge sinusoïdale** de type :

$$q(x, t) = q_m(x) \cos \omega t \quad (\text{A.74})$$

la composante de la charge réduite pour le mode i étant notée :

$$p_i(t) = \frac{1}{\rho_s} \int_0^a q_m X_i dx \cos \omega t \quad (\text{A.75})$$

en posant $p_{mi} = \frac{1}{\rho_s} \int_0^a q_m X_i dx$, l'équation du mouvement en coordonnées modales devient :

$$\forall i \in [1; \infty], \ddot{\Phi}_i + 2\xi_i \omega_i \dot{\Phi}_i + \omega_i^2 \Phi_i = p_{mi} \cos \omega t \quad (\text{A.76})$$

La réponse du mode i en régime permanent est alors donnée par :

$$\Phi_i(t) = \frac{p_{mi}}{\omega_i^2} K_i(\omega) \left(\left(1 - \frac{\omega^2}{\omega_i^2} \right) \cos \omega t + 2\xi_i \frac{\omega}{\omega_i} \sin \omega t \right) \quad (\text{A.77})$$

$$K_i(\omega) = \frac{1}{\left(1 - \frac{\omega^2}{\omega_i^2} \right)^2 + \left(2\xi_i \frac{\omega}{\omega_i} \right)^2} \quad (\text{A.78})$$

D'autre part, le déplacement transverse est donné par :

$$w_o(x, t) = \sum_{i=1}^{\infty} \frac{p_{mi}}{\omega_i^2} K_i(\omega) X_i(x) \cos(\omega t - \varphi_i) \quad (\text{A.79})$$

$$\varphi_i = \tan^{-1} \frac{2\xi_i \frac{\omega}{\omega_i}}{1 - \frac{\omega^2}{\omega_i^2}} \quad (\text{A.80})$$

Très souvent, l'équation du mouvement est exprimée dans le domaine fréquentiel par :

$$\phi_i(\omega) = H_i(\omega)P_i(\omega) \quad (\text{A.81})$$

où $\phi_i(\omega)$ est l'amplitude complexe associée à $\Phi_i(\omega)$, $P_i(\omega)$ l'amplitude complexe associée à $p_i(\omega)$ et $H_i(\omega)$ la fonction de transfert qui s'exprime en fonction de la fonction de transfert réduite $H_{ri}(\omega)$ par :

$$H_i(\omega) = \frac{1}{\omega_i^2} H_{ri}(\omega) \quad (\text{A.82})$$

avec :

$$H_{ri}(\omega) = \frac{1}{\left(1 - \frac{\omega^2}{\omega_i^2}\right) + \left(2\xi_i \frac{\omega}{\omega_i}\right)} \quad (\text{A.83})$$

Dans le cas où la poutre est excitée par une charge concentrée impulsionnelle en une coordonnée $x = x_1$, par exemple lorsque l'on utilise un marteau de choc, on peut alors noter :

$$q(x, t) = q(x_1, t) = \delta(x - x_1)q_1(t) \quad (\text{A.84})$$

avec $\delta(x - x_1)$ la distribution de Dirac localisée en x_1 . Ainsi, la charge réduite peut se mettre sous la forme :

$$p_1(t) = p_1\delta(t) \quad (\text{A.85})$$

où p_1 est une constante et $\delta(t)$ la fonction impulsion de Dirac, qui se décompose en transformée de Fourier par :

$$\delta(t) = \int_{-\infty}^{+\infty} e^{i\omega t} d\omega \quad (\text{A.86})$$

Par conséquent, une excitation ponctuelle impulsionnelle génère l'ensemble des fréquences (bruit blanc), et pour chacune d'elle l'équation du mouvement s'écrit en coordonnées modales sous la forme :

$$\ddot{\Phi}_i + 2\xi_i\omega_i\dot{\Phi}_i + \omega_i^2\Phi_i = p_1X_i(x_1)\cos\omega t \quad (\text{A.87})$$

En s'inspirant des résultats énoncés précédemment, on a alors :

$$w_o(x, t) = p_1 \sum_{i=1}^{\infty} \frac{X_i(x_1)X_i(x)}{\omega_i^2} K_i(\omega) \cos(\omega t - \varphi_i) \quad (\text{A.88})$$

Avec :

$$K_i(\omega) = \frac{1}{\left(1 - \frac{\omega^2}{\omega_i^2}\right)^2 + \left(2\zeta_i \frac{\omega}{\omega_i}\right)^2} \quad (\text{A.89})$$

$$\varphi_i = \tan^{-1} \frac{2\zeta_i \frac{\omega}{\omega_i}}{1 - \frac{\omega^2}{\omega_i^2}} \quad (\text{A.90})$$

Pour une poutre vibrant en flexion en configuration encastree-libre, les déformées modales ont alors pour expression :

$$X_i(x) = \cos \kappa_i \frac{x}{a} - \cosh \kappa_i \frac{x}{a} - \gamma_i \left(\sin \kappa_i \frac{x}{a} - \sinh \kappa_i \frac{x}{a} \right) \quad (\text{A.91})$$

où les valeurs des constantes κ_i et γ_i pour les premiers modes sont données dans le [tableau A.2 \[109\]](#).

i	1	2	3	4	5	6	7
κ_i	1.8751	4.6941	7.8548	10.995	14.137	17.279	20.420
γ_i	0.7341	1.0185	0.9992	1.000	1.000	1.000	1.000

TABLE A.2 – Valeurs des constantes κ_i et γ_i pour différents modes i

BIBLIOGRAPHIE

- [1] Arne Schirp and Shen Su. Effectiveness of pre-treated wood particles and halogen-free flame retardants used in wood-plastic composites. *Polymer Degradation and Stability*, 126 :81–92, 2016. (Cité page 10.)
- [2] Philipp F Sommerhuber, Tianyi Wang, and Andreas Krause. Wood plastic composites as potential applications of recycled plastics of electronic waste and recycled particleboard. *Journal of Cleaner Production*, 121 :176–185, 2016. (Cité page 10.)
- [3] Paul Wambua, Jan Ivens, and Ignaas Verpoest. Natural fibres : can they replace glass in fibre reinforced plastics? *Composite Science and Technology*, 63 :1259–1264, 2003. (Cité page 10.)
- [4] Omar Faruk, Andrzej K. Bledzki, Hans Peter Fink, and Mohini Sain. Biocomposites reinforced with natural fibers : 2000-2010. *Progress in Polymer Science*, 37(11) :1552–1596, 2012. (Cité pages 10, 12 et 13.)
- [5] Libo Yan, Bohumil Kasal, and Liang Huang. A review of recent research on the use of cellulosic fibres, their fibre fabric reinforced cementitious, geo polymer and polymer composites in civil engineering. *Composites Part B*, 92 :94–132, 2016. (Cité pages 10, 11 et 30.)
- [6] Libo Yan, Nawawi Chouw, and Krishnan Jayaraman. Flax fibre and its composites - A review. *Composites Part B : Engineering*, 56 :296–317, 2014. (Cité pages 10 et 32.)
- [7] Vincent Placet. Characterization of the thermo mechanical behaviour of Hemp fibres intended for the manufacturing of high performance composites. *Composites Part A*, 40(8) :1111–1118, 2009. (Cité page 10.)
- [8] Yan Li, Yiu-wing Mai, and Lin Ye. Sisal fibre and its composites : a review of recent developments. *Composite Science and Technology*, 60(2000), 2006. (Cité page 10.)
- [9] Atsuko Ishikawa, Takeshi Okano, and Junji Sugiyama. Fine structure and tensile properties of ramie fibres in the crystalline form of cellulose I, II, III₁ and IV₁. *Polymer*, 38(2) :463–468, 1997. (Cité page 10.)
- [10] H. Essabir, M.O. Bensalah, D. Rodrigue, R. Bouhfid, and A. Qaiss. Structural , mechanical and thermal properties of bio-based hybrid composites from waste coir residues : Fibers and shell particles. *Mechanics of Materials*, 93 :134–144, 2016. (Cité page 10.)
- [11] A. Porras and A. Maranon. Development and characterization of a laminate composite material from polylactic acid (PLA) and woven bamboo fabric. *Composites Part B*, 43(7) :2782–2788, 2012. (Cité page 10.)

- [12] F. Arrakhiz, M. Malha, R. Bouhfid, K. Benmoussa, and A. Qaiss. Tensile , flexural and torsional properties of chemically treated alfa , coir and bagasse reinforced polypropylene. *Composites Part B*, 47 :35–41, 2013. (Cité page 10.)
- [13] Edwin Bodros and Christophe Baley. Study of the tensile properties of stinging nettle fibres (*Urtica dioica*). *Materials and Design*, 62 :2143–2145, 2008. (Cité page 10.)
- [14] Anaële Lefeuvre, Alain Bourmaud, and Christophe Baley. Optimization of the mechanical performance of UD flax epoxy composites by selection of fibres along the stem. *Composites Part A*, 77 :204–208, 2015. (Cité page 10.)
- [15] J. Raquez, M. Deleglise, M. Lacrampe, and P. Krawczak. Thermosetting (bio) materials derived from renewable resources : A critical review. *Progress in Polymer Science*, 35 :487–509, 2010. (Cité page 12.)
- [16] J. Schuster, Q. Govignon, and S. Bickerton. Processability of Biobased Thermoset Resins and Flax Fibres Reinforcements Using Vacuum Assisted Resin Transfer Moulding. *Open Journal of Composite Materials*, (January) :1–11, 2014. (Cité page 12.)
- [17] A. Stanojlovic-Davidovic. *Matériaux biodégradables à base d'amidon expansé renforcé de fibres naturelles - Application à l'emballage alimentaire*. PhD thesis, Université du Sud Toulon - Var, 2006. (Cité page 12.)
- [18] Wassamon Sujaritjun, Putinun Uawongsuwan, and Weraporn Pivsa-Art. Mechanical property of surface modified natural fiber reinforced PLA biocomposites. *Energy Procedia*, 34 :664–672, 2013. (Cité page 12.)
- [19] A.K. Mohanty, A. Wibowo, M. Misra, and L.T. Drzal. Effect of process engineering on the performance of natural fiber reinforced cellulose acetate biocomposites. *Composite Part A*, 35(2004) :363–370, 2006. (Cité page 12.)
- [20] Kestur G. Satyanarayana, Gregorio G.C. Arizaga, and Fernando Wypych. Biodegradable composites based on lignocellulosic fibers - An overview. *Progress in Polymer Science*, 34 :982–1021, 2009. (Cité page 12.)
- [21] S. Bouzouita. *Optimisation des interfaces fibres matrices de composites a renfort naturel*. PhD thesis, Ecole Centrale de Lyon, 2011. (Cité page 14.)
- [22] Ebru Bozaci, Kutlay Sever, Mehmet Sarikanat, Yoldas Seki, Asli Demir, and Esen Ozdogan. Effects of the atmospheric plasma treatments on surface and mechanical properties of flax fiber and adhesion between fiber matrix for composite materials. *Composites Part B*, 45(1) :565–572, 2013. (Cité page 14.)
- [23] Alexandre Gomes, Takanori Matsuo, Koichi Goda, and Junji Ohgi. Development and effect of alkali treatment on tensile properties of curaua fiber green composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 38(8) :1811–1820, 2007. (Cité page 14.)

- [24] Samia Sultana, Nazia Nafsin, Mahbub Hasan, Najib Hasan, and Azman Hassan. Improvement of physico-mechanical properties of coir-polypropylene biocomposites by fiber chemical treatment. *Materials and Design*, 52 :251–257, 2013. (Cité page 14.)
- [25] Yanjun Xie, Callum A.S. Hill, Zefang Xiao, Holger Militz, and Carsten Mai. Silane coupling agents used for natural fiber / polymer composites : A review. *Composites Part A*, 41(7) :806–819, 2010. (Cité page 14.)
- [26] J.M. Berthelot. *Composite Materials*. Springer edition, 1997. (Cité pages 15, 181 et 188.)
- [27] Alain Bourmaud, Antoine Le Duigou, Clément Gourier, and Christophe Baley. Influence of processing temperature on mechanical performance of unidirectional polyamide 11 - flax fibre composites. *Industrial Crops & Products*, 84 :151–165, 2016. (Cité page 19.)
- [28] C.A. Fuentes, K.W. Ting, C. Dupont-gillain, M. Steensma, A.G. Talma, and R. Zuiderduin. Effect of humidity during manufacturing on the interfacial strength of non-pre-dried flax fibre / unsaturated polyester composites. *Composite Part A*, 84 :209–215, 2016. (Cité page 19.)
- [29] Jinchun Zhu, Huijun Zhu, James Njuguna, and Hrushikesh Abhyankar. Recent Development of Flax Fibres and Their Reinforced Composites Based on Different Polymeric Matrices. *Materials*, 6 :5171–5198, 2013. (Cité page 19.)
- [30] P. Aumjaud, J.E. Fieldsend, M. Boucher, K.E. Evans, and C.W. Smith. Multi objective optimisation of viscoelastic damping inserts in honeycomb sandwich structures. *Composite Structures*, 132 :451–463, 2015. (Cité page 21.)
- [31] Xiangmeng Cheng, Kai Wei, Rujie He, Yongmao Pei, and Daining Fang. The equivalent thermal conductivity of lattice core sandwich structure a predictive model. *Applied Thermal Engineering*, 93 :236–243, 2016. (Cité page 21.)
- [32] Everson Kandare, Piyanuch Luangtriratana, and Baljinder K. Kandola. Fire reaction properties of flax epoxy laminates and their balsa core sandwich composites with or without fire protection. *Composites Part B*, 56 :602–610, 2014. (Cité pages 21 et 40.)
- [33] J.A. Kepler. Simple stiffness tailoring of balsa sandwich core material. *Composites Science and Technology*, 71(1) :46–51, 2011. (Cité pages 21 et 40.)
- [34] Michael Osei-Antwi, Julia De Castro, Anastasios P Vassilopoulos, and Thomas Keller. Shear mechanical characterization of balsa wood as core material of composite sandwich panels. *Construction and Building Materials*, 41 :231–238, 2013. (Cité pages 21 et 39.)
- [35] Osvaldo Castro, José M Silva, Tessaleno Devezas, Arlindo Silva, and Luís Gil. Cork agglomerates as an ideal core material in lightweight structures. *Materials and Design*, 31(1) :425–432, 2010. (Cité page 22.)

- [36] I. Alcântara, F. Teixeira-Dias, and M. Paulino. Cork composites for the absorption of impact energy. *Composite Structures*, 95 :16–27, 2013. (Cité page 22.)
- [37] Antoine Le Duigou, Jean-marc Deux, Peter Davies, and Christophe Baley. PLLA flax mat balsa bio sandwich. Manufacture and mechanical properties. *Applied Composite Materials*, 18 :421–438, 2011. (Cité pages 22, 40 et 89.)
- [38] Antoine Le Duigou, Jean-marc Deux, Peter Davies, and Christophe Baley. PLLA Flax Mat Balsa Bio Sandwich Environmental Impact and Simplified Life Cycle Analysis. *Applied Composite Materials*, 19 :363–378, 2012. (Cité pages 22 et 40.)
- [39] Chun Hou, Kazimierz Czubernat, Shun Yi, William Altenhof, Elena Maeva, Inna Seviaryna, Sanchita Bandyopadhyay-ghosh, Mohini Sain, and Ruijun Gu. Mechanical response of hard bio based PU foams under cyclic quasi static compressive loading conditions. *International Journal of Fatigue*, 59 :76–89, 2014. (Cité page 22.)
- [40] Ariel Stocchi, Lucas Colabella, Adrián Cisilino, and Vera Álvarez. Manufacturing and testing of a sandwich panel honeycomb core reinforced with natural fiber fabrics. *Journal of Material and Design*, 55 :394–403, 2014. (Cité page 22.)
- [41] M.Y.M. Zuhri, Z.W. Guan, and W.J. Cantwell. The mechanical properties of natural fibre based honeycomb core materials. *Composite Part B*, 58 :1–9, 2014. (Cité page 22.)
- [42] Julien Rion, Yves Leterrier, and Jan-Anders E. Manson. Prediction of the adhesive fillet size for skin to honeycomb core bonding in ultra light sandwich structures. *Composite Part A*, 39 :1547–1555, 2008. (Cité page 23.)
- [43] B. Lascoup, Z. Aboura, K. Khellil, and M. Benzeggagh. Core - skin interfacial toughness of stitched sandwich structure. *Composite Part B*, 67 :363–370, 2014. (Cité page 24.)
- [44] H.L. Bos, J. Müssig, and M.J.A. Van Den Oever. Mechanical properties of short flax fibre reinforced compounds. *Composite Part A*, 37(10) :1591–1604, 2006. (Cité pages 29 et 30.)
- [45] Alain Bourmaud, Claudine Morvan, Anis Bouali, Vincent Placet, Patrick Perré, and Christophe Baley. Relationships between micro-fibrillar angle, mechanical properties and biochemical composition of flax fibers. *Industrial Crops and Products*, 44 :343–351, 2013. (Cité pages 30 et 31.)
- [46] Anaële Lefeuvre, Alain Bourmaud, Claudine Morvan, and Christophe Baley. Elementary flax fibre tensile properties : Correlation between stress strain behaviour and fibre composition. *Industrial Crops and Products*, 52 :762–769, 2014. (Cité page 31.)
- [47] Vincent Placet, Ousseynou Cissé, and M. Lamine Boubakar. Nonlinear tensile behaviour of elementary hemp fibres. Part I : Investigation of the possible origins using repeated progressive loading with in situ microscopic observations. *Com-*

- posites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 56(2014) :319–327, 2014. (Cité pages 31, 61 et 62.)
- [48] Christophe Baley and Alain Bourmaud. Average tensile properties of French elementary flax fibers. *Materials Letters*, 122 :159–161, 2014. (Cité page 32.)
- [49] M. Khalfallah, B. Abbès, F. Abbès, Y.Q. Guo, V. Marcel, A. Duval, F. Vanfleteren, and F. Rousseau. Innovative flax tapes reinforced Acrodur biocomposites : A new alternative for automotive applications. *Materials & Design*, 64 :116–126, 2014. (Cité pages 32 et 33.)
- [50] 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. (Cité pages 32, 33 et 57.)
- [51] L. Pil, F. Bensadoun, J. Pariset, and I. Verpoest. Why are designers fascinated by flax and hemp fibre composites? *Composites : Part A*, 83 :193–205, 2016. (Cité page 32.)
- [52] M. Kersani, S.V. Lomov, A.W. Van Vuure, A. Bouabdallah, and I. Verpoest. Damage in flax epoxy quasi unidirectional woven laminates under quasi static tension. *Journal of composite materials*, 49 :403–413, 2015. (Cité pages 32 et 70.)
- [53] Darshil U. Shah. Damage in biocomposites : Stiffness evolution of aligned plant fibre composites during monotonic and cyclic fatigue loading. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 83 :160–168, 2016. (Cité pages 32, 62 et 116.)
- [54] F. Bensadoun, K.A.M. Vallons, L.B. Lessard, I. Verpoest, and A.W. Van Vuure. Fatigue behaviour assessment of flax epoxy composites. *Composites Part A*, 82 :253–266, 2016. (Cité pages 33 et 116.)
- [55] Marc Borrega and Lorna J. Gibson. Mechanics of Materials Mechanics of balsa (Ochroma pyramidale) wood. *Mechanics of Materials*, 84 :75–90, 2015. (Cité pages 38, 39, 40 et 107.)
- [56] P.D. Soden and D. Mcleish. Variables affecting the strength of balsa wood. *Journal of Strain Analysis*, 11(4) :225–234, 2015. (Cité page 39.)
- [57] M. Vural and G. Ravichandran. Microstructural aspects and modeling of failure in naturally occurring porous composites. *Mechanics of Materials*, 35(3-6) :523–536, 2003. (Cité page 39.)
- [58] Andre Da Silva and Stelios Kyriakides. Compressive response and failure of balsa wood. *International Journal of Solids and Structures*, 44(25-26) :8685–8717, 2007. (Cité pages 39, 44 et 107.)
- [59] V. L. Tagarielli, V. S. Deshpande, N. a. Fleck, and C. Chen. A constitutive model for transversely isotropic foams, and its application to the indentation of balsa wood. *International Journal of Mechanical Sciences*, 47(4-5 SPEC. ISS.) :666–686, 2005. (Cité page 39.)

- [60] Forest Products Laboratory. Wood Handbook : Wood as an Engineering Material. *Agriculture*, 72, 2010. (Cité pages 39 et 165.)
- [61] Sorin V. Teles and D.E. Chimenti. Closed disbond detection in marine glass-epoxy / balsa composites. *NDT&E International*, 41 :129–136, 2008. (Cité page 39.)
- [62] A. Fathi, F. Wolff-Fabris, V. Altstadt, and R. Gatzi. An investigation on the flexural properties of balsa and polymer foam core sandwich structures : Influence of core type and contour finishing options. *Journal of Sandwich Structures and Materials*, 15(5) :487–508, 2013. (Cité page 40.)
- [63] Joachim L. Grenestedt and Burak Bekisli. Analyses and preliminary tests of a balsa sandwich core with improved shear properties. *International Journal of Mechanical Sciences*, 45 :1327–1346, 2003. (Cité page 40.)
- [64] Burak Bekisli and Joachim L. Grenestedt. Experimental evaluation of a balsa sandwich core with improved shear properties. *Composite Science and Technology*, 64 :667–674, 2004. (Cité page 40.)
- [65] James J. Sargianis, Hyung-Ick Kim, Erik Andres, and Jonghwan Suhr. Sound and vibration damping characteristics in natural material based sandwich composites. *Composite Structures*, 96 :538–544, 2013. (Cité page 40.)
- [66] Cesim Atas and Cenk Sevim. On the impact response of sandwich composites with cores of balsa wood and PVC foam. *Composite Structures*, 93(1) :40–48, 2010. (Cité pages 40 et 133.)
- [67] C. Baley, A. Le Duigou, A. Bourmaud, and P. Davies. Influence of drying on the mechanical behaviour of flax fibres and their unidirectional composites. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 43(8) :1226–1233, 2012. (Cité page 48.)
- [68] Anaële Lefeuvre, Antoine Le Duigou, Alain Bourmaud, Antoine Kervoelen, Claudine Morvan, and Christophe Baley. Analysis of the role of the main constitutive polysaccharides in the flax fibre mechanical behaviour. *Industrial Crops and Products*, 76 :1039–1048, 2016. (Cité pages 61 et 62.)
- [69] Frédérique Trivaudey, Vincent Placet, Violaine Guicheret-Retel, and M. Lamine Boubakar. Nonlinear tensile behaviour of elementary hemp fibres. Part II : Modelling using an anisotropic viscoelastic constitutive law in a material rotating frame. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 68 :346–355, 2015. (Cité page 62.)
- [70] J.M. Berthelot. *Matériaux Composites*. Tec & doc edition, 2005. (Cité pages 63, 65 et 193.)
- [71] F. Dahmene, S. Yaacoubi, and M. El Mountassir. Acoustic emission of composites structures : Story, success, and challenges. *Physics Procedia*, 70 :599–603, 2015. (Cité page 68.)

- [72] Emmanuel Maillet, Christopher Baker, Gregory N Morscher, Vijay V. Pujar, and Joseph R. Lemanski. Feasibility and limitations of damage identification in composite materials using acoustic emission. *Composite Part A*, 75 :77–83, 2015. (Cité page 68.)
- [73] Stephane Huguet. *Application de classificateurs aux données d'émission acoustique : identification de la signature acoustique des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice polymère*. PhD thesis, INSA de Lyon, 2002. (Cité page 70.)
- [74] M. Bourchak, I.R. Farrow, I.P. Bond, C.W. Rowland, and F. Menan. Acoustic emission energy as a fatigue damage parameter for CFRP composites. *International Journal of Fatigue*, 29 :457–470, 2007. (Cité page 70.)
- [75] Li Li, Stepan V. Lomov, and Xiong Yan. Correlation of acoustic emission with optically observed damage in a glass/epoxy woven laminate under tensile loading. *Composite Structures*, 123 :45–53, 2015. (Cité page 70.)
- [76] R Gutkin, C.J. Green, S. Vangrattanachai, S.T. Pinho, P. Robinson, and P.T. Curtis. On acoustic emission for failure investigation in CFRP : Pattern recognition and peak frequency analyses. *Mechanical Systems and Signal Processing*, 25(4) :1393–1407, 2011. (Cité page 70.)
- [77] Peter J. De Groot, Peter A.M. Wijnen, and Roger B.F. Janssen. Real-time frequency determination of acoustic emission for different fracture mechanisms in carbon/epoxy composites. *Composites Sciences and Technology*, 55 :405–412, 1995. (Cité page 70.)
- [78] M.G.R. Sause, A. Gribov, A.R. Unwin, and S. Horn. Pattern recognition approach to identify natural clusters of acoustic emission signals. *Pattern Recognition Letters*, 33(1) :17–23, 2012. (Cité page 70.)
- [79] Igor M. De Rosa, Carlo Santulli, and Fabrizio Sarasini. Acoustic emission for monitoring the mechanical behaviour of natural fibre composites : A literature review. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 40(9) :1456–1469, 2009. (Cité page 70.)
- [80] Abdelmonem Elouaer, Zoheir Aboura, Rezak Ayad, H Sabhi, Abdelmonem Elouaer, Zoheir Aboura, Rezak Ayad, H Sabhi, and Malik Benzeggagh Suivi De. Monitoring of fatigue damage in composites based fiber plant To. In *Journées Nationales des Composites*, 2009. (Cité pages 70 et 71.)
- [81] A. El Mahi, I. Ben Salem, M. Assarar, R. Berbaboui, C. Poilâne, and R. El Guerjouma. Analyse par emission acoustique de l'endommagement des matériaux eco-composites. In *10ème Congrès Français d'Acoustique*, 2010. (Cité pages 70, 71 et 72.)
- [82] G. Rhomany, J. Karger-Kocsis, and T. Czigany. Tensile Fracture and Failure Behavior of Technical. *Journal of Applied Polymer Science*, 90 :3638–3645, 2003. (Cité pages 70 et 71.)

- [83] Alencar Bravo, Lotfi Toubal, Demagna Koffi, and Fouad Erchiqui. Characterization of Tensile Damage for a Short Birch Fibe-reinforced Polyethylene Composite with Acoustic Emission. *International Journal of Material Science*, 3(3) :79–89, 2013. (Cité pages 70 et 71.)
- [84] Mustafa Aslan. Investigation of damage mechanism of flax fibre LPET commingled composites by acoustic emission. *Composites Part B : Engineering*, 54(1) :289–297, 2013. (Cité pages 70 et 71.)
- [85] Proust Alain, Wargnier Hervé, Harry Rolland, Lorriot Thierry, and Lenain Jean Claude. Détermination d'un critère de délaminage au sein d'un matériau composite. In *Détermination d'un critère d'amorçage du délaminage au sein d'un matériau composite à l'aide de la technique d'émission acoustique*, Dijon, FRANCE, 2006. (Cité page 70.)
- [86] F ; Lamy. *Analyse du Processus de Fissuration dans le Bois sous Sollicitations Mécanique et Climatiques : Apports de l'Emission Acoustique*. PhD thesis, Université de Limoge, 2016. (Cité page 72.)
- [87] A. Likas, N.J. Classis, and J. Verbeek. The global k-mean clustering algorithm. *Pattern Recognition Letters*, 36 :451–461, 2003. (Cité pages 72 et 73.)
- [88] NOESIS software, advanced acoustic emission data analysis pattern recognition and neural networks, 2004. (Cité page 73.)
- [89] Glenn W. Milligan and Martha C. Cooper. An examination of procedures for determining the number of clusters in a data set. *Psychometrika*, 50(2) :159–179, 1985. (Cité page 73.)
- [90] A.A. Bakhtiary Davijani, M. Hajikhani, and M. Ahmadi. Acoustic Emission based on sentry function to monitor the initiation of delamination in composite materials. *Materials & Design*, 32(5) :3059–3065, 2011. (Cité page 73.)
- [91] Zhi Chen, Dongsheng Li, Yunyu Li, and Quanming Feng. Damage analysis of FRP/steel composite plates using acoustic emission. *Pacific Science Review*, 16(May) :112–119, 2015. (Cité page 73.)
- [92] Efe Selman, Amir Ghiami, and Ninel Alver. Study of fracture evolution in FRP-strengthened reinforced concrete beam under cyclic load by acoustic emission technique : An integrated mechanical-acoustic energy approach. *Construction and Building Materials*, 95 :832–841, 2015. (Cité page 73.)
- [93] C ; Duby and S ; Robin. *Analyse en Composantes Principales*. 2006. (Cité page 75.)
- [94] Anthony Foulon. *Détermination de la signature acoustique de la corrosion des composites SVR (stratifiés verre résine)*. PhD thesis, Université de Technologie de Compiègne, 2015. (Cité page 80.)
- [95] Tan-Hung Hou, James M. Baughman, Thomas J. Zimmerman, James K. Sutter, and John M. Gardner. Evaluation of Sandwich Structure Bonding in out-of-autoclave processing. Technical report, Work of US Government, 2010. (Cité page 90.)

- [96] Hesham Tuwair, Matthew Hopkins, Jeffery Volz, Mohamed A ElGawady, Mohamed Mohamed, K Chandrashekhara, and Victor Birman. Evaluation of sandwich panels with various polyurethane foam cores and ribs. *Composites Part B*, 79 :262–276, 2015. (Cité page 90.)
- [97] J.R. Correia, M. Garrido, J.A. Gonilha, F.A. Branco, and L.G. Reis. GFRP sandwich panels with PU foams and PP honeycomb cores for civil engineering structural applications. *International Journal of Structural Integrity*, 3(2) :127–147, 2012. (Cité page 90.)
- [98] Thien Sok. *Effects of angled stitch reinforcement on foam core sandwich structures*. PhD thesis, University of Utah, 2012. (Cité page 90.)
- [99] R.A.W. Mines, C.M. Worrallt, and A.G. Gibson. The static and impact behaviour of polymer composite sandwich beams. *Composites*, 25(2) :95–110, 1994. (Cité pages 99 et 100.)
- [100] T.C. Triantafillou and Lorna J. Gibson. Failure Mode Maps for Foam Core Sandwich Beams. *Materials Science and Engineering*, 95 :37–53, 1987. (Cité page 106.)
- [101] E.W. Andrews and N.A. Moussa. Failure mode maps for composite sandwich panels subjected to air blast loading. *International Journal of Impact Engineering*, 36(3) :418–425, 2009. (Cité page 106.)
- [102] Dan Zenkert. *The handbook of sandwich construction*. 1997. (Cité pages 106, 181, 188, 191 et 192.)
- [103] Darshil U. Shah, Peter J. Schubel, Mike J. Clifford, and Peter Licence. Fatigue life evaluation of aligned plant fibre composites through S-N curves and constant-life diagrams. *Composite Science and Technology*, 74 :139–149, 2013. (Cité page 116.)
- [104] S. Liang, P.B. Gning, and L. Guillaumat. A comparative study of fatigue behaviour of flax epoxy and glass epoxy composites. *Composites Science and Technology*, 72(5) :535–543, 2012. (Cité page 116.)
- [105] Shaoxiong Liang, Papa-birame Gning, and Laurent Guillaumat. Properties evolution of flax epoxy composites under fatigue loading. *International Journal of Fatigue*, 63 :36–45, 2014. (Cité pages 116 et 117.)
- [106] Jin Dai and H. Thomas Hahn. Flexural behavior of sandwich beams fabricated by vacuum-assisted resin transfer molding. *Composite Structures*, 61 :247–253, 2003. (Cité pages 117 et 122.)
- [107] Nikolay Dimitrov and Christian Berggreen. Probabilistic fatigue life of balsa cored sandwich composites subjected to transverse shear. *Journal of sandwich structure and materials*, 17(5) :562–577, 2015. (Cité page 117.)
- [108] K. Farooq. *Comportement mécanique des composites sandwichs en statique et en fatigue cyclique*. PhD thesis, Université du Maine, 2003. (Cité pages 117 et 128.)

- [109] Mustapha Assarar. *Etude expérimentale et modélisation du comportement dynamique des composites stratifiés et sandwichs*. PhD thesis, Université du Maine, 2007. (Cité pages 117, 124, 128, 162, 193 et 198.)
- [110] Moustapha Idriss. *Analyse expérimentale et par éléments finis du comportement statique et vibratoire des matériaux composites sandwichs sains et endommagés*. PhD thesis, Université du Maine, 2013. (Cité pages 117, 124, 163 et 193.)
- [111] A.B. Haskell. *A durability and utility analysis of EFPI fiber optic strain sensors embedded in composite materials for structural health monitoring*. PhD thesis, University of Maine, 2004. (Cité page 117.)
- [112] Wahid Boukharouba, Abderrezak Bezazi, and Fabrizio Scarpa. Identification and prediction of cyclic fatigue behaviour in sandwich panels. *Measurement*, 53 :161–170, 2014. (Cité page 125.)
- [113] M. Idriss, A. El Mahi, M. Assarar, and R. El Guerjouma. Damping analysis in cyclic fatigue loading of sandwich beams with debonding. *Composites Part B*, 44(1) :597–603, 2013. (Cité page 125.)
- [114] I. Ben Ammar, C. Karra, A. El Mahi, R. El Guerjouma, and M. Haddar. Mechanical behavior and acoustic emission technique for detecting damage in sandwich structures. *Applied Acoustics*, 86 :106–117, 2014. (Cité page 125.)
- [115] Emilie Troussel. *Prévision des dommages d'impact basse vitesse et basse énergie dans les composites à matrice organique stratifiés*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2013. (Cité page 130.)
- [116] T. Mitrevski, I.H. Marshall, and R. Thomson. The influence of impactor shape on the damage to composite laminates. *Composite Structures*, 76 :116–122, 2006. (Cité page 131.)
- [117] A.K. Bledzki, J. Gassan, and W. Zhang. Impact properties of natural fibre reinforced epoxy foams. *J Cell Plast*, 35 :550–62, 1999. (Cité page 132.)
- [118] E. Rodriguez, R. Petrucci, D. Puglia, J.M. Kenny, and A.V. Zquez. Characterization of composites based on natural and glass fibres obtained by vacuum infusion. *Journal of composite materials*, 39 :265–83, 2005. (Cité page 132.)
- [119] S. Liang, L. Guillaumat, and P.B. Gning. Impact behaviour of flax epoxy composite plates. *International Journal of Impact Engineering*, 80 :56–64, 2015. (Cité page 132.)
- [120] Paul Wambua, Bart Vangrimde, Stepan Lomov, and Ignaas Verpoest. The response of natural fibre composites to ballistic impact by fragment simulating projectiles. *Composite Structures*, 77 :232–240, 2007. (Cité page 132.)
- [121] Hongxu Wang, Karthik Ram Ramakrishnan, and Krishna Shankar. Experimental study of the medium velocity impact response of sandwich panels with different cores. *Materials and Design*, 99 :68–82, 2016. (Cité page 132.)

- [122] I.M. Daniel, J.L. Abot, P.M. Schubel, and J. Luo. Response and Damage Tolerance of Composite Sandwich Structures under Low Velocity Impact. *Experimental Mechanics*, 52 :37–47, 2012. (Cité page 133.)
- [123] N. Jover, B. Shafiq, and U. Vaidya. Ballistic impact analysis of balsa core sandwich composites. *Composite Part B*, 67 :160–169, 2014. (Cité page 133.)
- [124] H. Berthelot. *Comportement sous sollicitations dynamiques de composites sandwichés à ame mousse : mécanismes d'endommagement*. PhD thesis, Ecole centrale de Lyon, 1997. (Cité page 137.)
- [125] Boubaker Khal and Annie Ross. Transient and harmonic response of a sandwich with partial constrained layer damping : A parametric study. *Composite Part B*, 91 :44–55, 2016. (Cité page 149.)
- [126] N. Le Maout, E. Verron, and J. Bégué. On the use of discontinuous elastomer patches to optimize the damping properties of composite sandwich plates. *Composite Structures*, 93 :3057–3062, 2011. (Cité page 149.)
- [127] Houssein Nasser, El-hassania Kiefer-Kamal, Heng Hu, Salim Belouettar, and Evgeny Barkanov. Active vibration damping of composite structures using a nonlinear fuzzy controller. *Composite Structures*, 94(4) :1385–1390, 2012. (Cité page 149.)
- [128] Joseph Plattenburg, Jason T. Dreyer, and Rajendra Singh. Active and passive damping patches on a thin rectangular plate : A refined analytical model with experimental validation. *Journal of Sound and Vibration*, 353 :75–95, 2015. (Cité page 149.)
- [129] S. Prabhakaran, V. Krishnaraj, M. Senthil, and R. Zitoune. Sound and Vibration Damping Properties of Flax Fiber Reinforced Composites. *Procedia Engineering*, 97 :573–581, 2014. (Cité pages 149 et 150.)
- [130] F. Duc, P.E. Bourban, C.J.G. Plummer, and J.E. Mnson. Damping of thermoset and thermoplastic flax fibre composites. *Composite Part A*, 64 :115–123, 2014. (Cité page 149.)
- [131] F. Duc, P.E. Bourban, and J.E. Manson. The role of twist and crimp on the vibration behaviour of flax fibre composites. *Composite Science and Technology*, 102 :94–99, 2014. (Cité page 149.)
- [132] Denis Mounier, Christophe Poilane, Haithem Khelfa, and Pascal Picart. Sub-gigahertz laser resonant ultrasound spectroscopy for the evaluation of elastic properties of micrometric fibers. *Ultrasonics*, 54(1) :259–267, 2014. (Cité page 150.)
- [133] Mustapha Assarar, Wajdi Zouari, Hamid Sabhi, Rezak Ayad, and Jean-marie Berthelot. Evaluation of the damping of hybrid carbon flax reinforced composites. *Composite Structures*, 132 :148–154, 2015. (Cité page 150.)
- [134] Simone D. Altília, Teodoro Valente, Carlo Santulli, Fabrizio Sarasini, Jacopo Tirill, Fabienne Touchard, Laurence Chocinski-Arnault, David Mellier, Luca Lampani, and Paolo Gaudenzi. Damage tolerance of carbon / flax hybrid composites subjected to low velocity impact. *Composite Part B*, 91 :144–153, 2016.

- [135] Jeff Flynn, Ali Amiri, and Chad Ulven. Hybridized carbon and flax fiber composites for tailored performance. *Materials and Design*, 102 :21–29, 2016. (Cité page 150.)
- [136] Marie Joo Le Guen, Roger H. Newman, Alan Fernyhough, Grant W. Emms, and Mark P. Staiger. The damping e modulus relationship in fl ax e carbon fi bre hybrid composites. *Composites Part B*, 89 :27–33, 2016. (Cité page 150.)
- [137] C. W. De Silva. *Vibration : Fundamentals and Practice*. Crc press. edition, 2006. (Cité pages 151 et 152.)
- [138] Jean-Sébastien Dupuy. *Identification des propriétés mécaniques de matériaux composites par analyse vibratoire*. PhD thesis, Université Montpellier II, 2009. (Cité page 156.)
- [139] Iris. Brémaud. Acoustical properties of wood in string instruments soundboards and tuned idiophones : Biological and cultural diversity. *Journal of Acoustic Society of America*, 1 :807–818, 2012. (Cité page 162.)
- [140] C. Lanczos. An iteration method for the solution of the eigenvalue problem of linear differential and integral operators. *J Res Natl Bur Stand*, 45 :255–282, 1950. (Cité page 165.)
- [141] D; Ross, EE; Ungar, and EM; Kerwin. Damping of plate flexural vibration by mean of viscoelastic laminates. *ASME Structural Damping*, pages 49–88, 1959. (Cité page 169.)
- [142] Mustapha Assarar, Abderrahim El Mahi, and Jean Marie Berthelot. Evaluation of the dynamic properties of PVC foams under flexural vibrations. *Composite Structures*, 94(6) :1919–1931, 2012. (Cité page 171.)
- [143] D Gay. *Matériaux Composites*. 2015. (Cité page 181.)
- [144] Jean-Claude Pascal. Cours de Vibrations et acoustique (2), 2009. (Cité pages 194 et 195.)
- [145] L. Champaney. Cours en ligne : Vibration de dystèmes continus. (Cité pages 194, 195 et 196.)

=====

Thèse de Doctorat

Arthur MONTI

Elaboration et caractérisation mécanique d'une structure composite sandwich à base de constituants naturels

Manufacturing and mechanical characterization of a bio-based composite sandwich structure

Résumé

Les éco-composites s'imposent progressivement comme une alternative à certains matériaux classiques. L'utilisation de fibres végétales en guise de renfort permet en effet d'améliorer les performances environnementales de ces matériaux ainsi que leurs propriétés spécifiques élevées. Dans ce contexte, cette étude propose d'élaborer un éco-composite sandwich dont les peaux sont constituées d'une résine thermoplastique innovante associée à des fibres de lin et à une âme en balsa. Tout d'abord, les comportements statiques de la résine et de l'âme sont analysés. Par la suite, le composite renforcé de fibres de lin constituant les peaux du sandwich est étudié. Les caractéristiques élastiques principales du pli UD en contraintes planes sont déterminées. De plus, une analyse des mécanismes d'endommagement est effectuée au moyen de la technique d'émission acoustique. Le comportement des poutres sandwichs sollicitées en flexion est ensuite étudié. Une attention particulière est portée à la compréhension des modes de rupture et à l'influence des variations locales des propriétés mécaniques de l'âme. Par ailleurs, certaines propriétés dynamiques de cette structure sont explorées, notamment son comportement en fatigue et sa réponse à l'impact afin de discuter de sa durabilité. Enfin, une étude expérimentale du comportement vibratoire des poutres composites et sandwichs est réalisée. Le rôle des différents constituants dans l'amortissement global des vibrations est discuté au moyen d'une modélisation par élément finis. L'ensemble des propriétés déterminées sont comparées à celles des matériaux non bio-sourcés, afin de situer ses performances.

Mots clés : Composites, Fibres de Lin, Flexion, Fatigue, Emission Acoustique, Impact, Analyse de la Rupture, Vibration.

Abstract

Bio-based composites appear to be very promising alternatives to traditional composites. The use of natural fibres as reinforcement reduces the environmental impact of these materials and their specific properties are significantly increased. In this context, this work focuses on the manufacturing and the mechanical characterization of a bio-based sandwich structure. The skins are made of an innovative thermoplastic resin associated with flax fibres. The core is made of balsa wood. First, quasi-static analyses are performed on the different components. Then, the tensile properties of the composite skins are studied. Moreover, the main damage mechanisms are identified and described by means of the acoustic emission technique. Next, the flexural behavior of the whole sandwich structure is studied. Particular attention is paid to the detection and prediction of the main fracture modes. Moreover, the statistical spreads of the material properties of the balsa core are taken into account. In addition, cyclic fatigue and impact tests are performed to investigate the behavior of this structure under dynamic loads, and to discuss whether or not this material could be suitable for potential semi-structural applications. Finally, experimental analyses of the vibration behavior of composite and sandwich beams are performed. The contributions of the different components to the global damping properties of the sandwich structure are analyzed by means of a finite elements model. This work also compares the properties of this bio-based sandwich to those of traditional materials, in order to benchmark its mechanical performances with a view to further industrial usage.

Key Words : Composites, Flax Fibre, Flexural Properties, Fatigue, Acoustic Emission, Impact, Failure Analysis, Vibration.
