**Université d'Abomey-Calavi**

N° d'ordre : 102

**École Doctorale des Sciences de l'Ingénieur (ED-SDI)**

**Thèse de Doctorat**

Présentée pour l'obtention du grade de

**Docteur de l'Université d'Abomey-Calavi**

Spécialité: Mécanique

# Développement d'un éco-matériau de type sandwich à base de composites de bois et plastiques de recyclage, et d'éléments de *Raphia hookeri*

Présentée par :

**Togbé Armel AMADJI**

**Ingénieur & DEA en Génie Mécanique**

Soutenue publiquement le 10 /12 / 2021

Devant le Jury composé de :

| | | |
|---|---|---|
| Président : | | |
| M. Antoine VIANOU | Professeur Titulaire | Université d'Abomey-Calavi (Bénin) |
| Rapporteurs : | | |
| M. Erick Amos FOUDJET | Professeur Emérite | Université de Dschang (Cameroun) |
| M. Joseph GRIL | Directeur de Recherche | Université Clermont Auvergne CNRS-SIGMA (France) |
| M. Louis AHOUET | Maître de Conférences | Université Dénis SASSOU NGUESSO (Congo-Brazaville) |
| Examinateurs : | | |
| M. C. Aristide HOUNGAN | Professeur Titulaire | UNSTIM (Bénin) |
| M. Mohamed GIBIGAYE | Professeur Titulaire | Université d'Abomey-Calavi (Bénin) |
| Directeur de thèse : | | |
| M. Edmond C. ADJOVI | Professeur Titulaire | UNSTIM (Bénin) |
| Invité : | | |
| M. Jean GERARD | Chercheur | CIRAD (France) |

Laboratoire d'Energétique et de Mécanique Appliquée (LEMA)

Fofo Georges, l'international ! tu étais
si intelligent et travailleur, mais la vie ne
m'a pas donné la possibilité de profiter de toi ;
Maman, diatché ! Que de sacrifices pour tes enfants !
Tu étais si spéciale, tu restes la Source de ma motivation ;
Papa, te souviens-tu des moments de mon retour des classes,
fin de matinée ou d'aprèm ? tu restes mon modèle.
Trouvez ici un motif de réconfort et reposez en paix

Georgio, Caro, Rogi, Soupi, Maco,
Flora Adjévi, la dame de fer !
Je vous aime.

## Remerciements

La présente thèse est réalisée avec la contribution de certaines personnes que je dois remercier. Mais avant, je remercie Dieu qui m'a toujours protégé, particulièrement dans les moments critiques.
Ma gratitude et ma profonde reconnaissance s'adressent d'abord à mon Directeur de thèse, le Professeur Edmond C. ADJOVI, Directeur du Laboratoire L2EGC de l'Ecole Nationale Supérieure des Travaux Publics, et à mon Encadreur le Docteur Jean GERARD, Chercheur au CIRAD de Montpellier en France, qui ont accepté la charge de diriger et d'encadrer cette thèse. Ils ont su orienter ce travail tout en me laissant une complète autonomie. Leur disponibilité qui ne m'a jamais fait défaut, leur soutien et surtout leur grand sens de l'humain, m'ont permis de travailler avec constance pendant tout le temps de ce vaste projet.
J'adresse toute ma gratitude à tous les Agents, Responsables et Enseignants de l'Ecole doctorale Sciences de l'Ingénieur (ED-SDI/EPAC), pour leurs précieux enseignements et conseils. En particulier, je remercie particulièrement le Professeur Antoine VIANOU, Directeur de l'Ecole Doctorale et le Professeur Victor GBAGUIDI, Directeur Adjoint de l'Ecole, pour le suivi qu'ils font des travaux de thèse à travers les points de thèse.
Je remercie le Recteur de l'Université d'Abomey-Calavi, le Professeur Félicien AVLESSI pour avoir autorisé la soutenance la soutenance de la présente thèse.
Je remercie également tous les anciens Recteurs et toute l'Administration rectorale pour les multiples services rendus.
Je tiens à exprimer ma gratitude au Directeur de l'EPAC, le Professeur Guy Alain ALITONOU et toute son Administration pour les nombreux servis rendus.
Je remercie le Chef du Département de Génie Mécanique et Energétique, le Professeur SEMASSOU, ses collaborateurs et tous ses prédécesseurs pour leur engagement à assurer la vie du Département.
J'adresse mes remerciements au Professeur Emmanuel OLODO, Directeur du Laboratoire d'Energétique et de Mécanique Appliquée (LEMA) pour son soutien et ses multiples conseils.
Je tiens à dire un grand merci au Docteur Valery K. DOKO, pour son soutien, ses multiples conseils et sa disponibilité.
J'exprime ma profonde gratitude au Docteur Roland HOUESSOUVO, Chef du Département Génie Biomédical de l'EPAC, pour les nombreuses et grandes marques de considération, de reconnaissance, et d'amitié.
Cette thèse a bénéficié de l'appui technique et financier du CIRAD à travers son programme « Soutien aux doctorants du SUD ». Je voudrais remercier l'institution et tout son personnel de Montpellier. En particulier, je pense à mon grand ami Sylvain LOTTE que je remercie pour le travail soigné qu'il a toujours fait sur mes échantillons. Je remercie également Daniel GUIBAL et Alban GUYOT au Labo Phy-méca pour leur accompagnement. Un grand merci à Patrick LAMBOURG pour sa contribution à la caractérisation anatomique des matériaux étudiés dans la thèse. Un grand merci également à Marie-France TEVENON pour ses enseignements et surtout le grand travail qu'elle a fait dans le cadre de l'évaluation de la durabilité naturelle des composites étudiés. Je remercie Isabelle et tous ses collègues du secrétariat du CIRAD pour tout ce qu'ils ont pu faire pour faciliter ma mobilité. Je tiens à dire un grand merci M.

Bounignole, Représentant du CIRAD au Bénin, pour tout ce qu'il a fait afin que mon voyage pour le 3ème séjour à Montpellier soit effectif.
Je remercie tous les amis doctorants pour la franche collaboration. Je pense particulièrement à DAO à qui j'exprime ma profonde reconnaissance pour tout. Je pense également à DJELALI, à Thomas.
Tous mes essais de traction ont été effectués au Laboratoire de Mécanique et de Génie Civil (LMGC) de l'Université de Montpellier où des gens formidables m'ont fait confiance en me donnant libre accès aux machines. Je voudrais nommer particulièrement Jonathan BARES et Vincent HUON ; je vous remercie beaucoup.
J'exprime ma gratitude à Servais AMOUSSOU, Chef du Service Matériel de l'ENSTP pour son accompagnement pendant la réalisation des essais dans le laboratoire de l'Ecole.
Je voudrais également dire un grand merci au Docteur Armand DJOSSOU qui m'a permis de réaliser les essais thermo-physiques sur mes échantillons. Je voudrais exprimer ici ma reconnaissance à tous mes collègues chercheurs qui, sous une forme ou une autre, m'ont aidé tout au long de ce travail.
J'exprime ma profonde gratitude à tous mes frères et sœurs, et à tous mes beaux-parents pour leur soutien, particulièrement à Georgette AMADJI épouse AGONGBE, Roméo AMADJI, Mireille ADJEVI épouse TONATO et son époux. Je saisie cette occasion pour exprimer toute ma considération à mes beaux-parents Christophe ADJEVI et Damienne HOUNGBO.
Je remercie tous les Rapporteurs qui ont, de par leurs conseils, contribué à améliorer la qualité du manuscrit. Je voudrais nommer M. Amos FOUDJET, Professeur Emérite des Universités (Cameroun), M. Joseph GRIL, Directeur de Recherche, Université Clermont Auvergne CNRS-SIGMA (France) et M. Louis AHOUET, Maître de Conférences, Université Dénis SASSOU NGUESSO (Congo-Brazazville).
J'exprime mes remerciements à tous les examinateurs du Jury pour leur disponibilité et leur contribution à l'amélioration de la qualité du présent travail.
Enfin, mes remerciements vont à l'endroit de tous ceux qui de près ou de loin, ont contribué sous diverses formes à la réalisation de cette thèse.

**SOMMAIRE** Pages

Dédicace……..i
Remerciements……ii
Résumé ..... x
Abstract ..... xi
Sigles, Abréviations et Acronymes ..... xii
Liste des figures ..... xiv
Liste des tableaux ..... xix
Liste des photos ..... xxi

SOMMAIRE……..… .....iv
INTRODUCTION GENERALE..... 1
01. Contexte et justification ..... 1
02. Problématique..... 3
03. Questions de Recherche ..... 4
a.Question de Recherche Principale ..... 4
b.Questions de Recherche Spécifiques ..... 4
04. Hypothèses de Recherche..... 5
a.Hypothèse Principale ..... 5
b.Hypothèse spécifiques (H0)..... 5
05. Objectifs ..... 5
06. Résultats attendus..... 5
07. Plan du travail..... 6
CHAPITRE 1 : Revue de la Littérature ..... 8
Introduction ..... 9
1.1. Revue de la littérature sur les composites bois plastiques..... 9
1.1.1. Définition de quelques concepts : matériau polymère, éco-matériau, matériau composite bois-plastique ..... 9
1.1.1.1. Matériau polymère ..... 9
1.1.1.2. Eco-matériau ..... 10
1.1.1.3. Matériau composite bois-plastique ..... 10
1.1.2. Constituants des CBP ..... 11
1.1.2.1. La matrice ..... 11
1.1.2.2. La composante bois..... 14
1.1.2.3. Les additifs et les modifications de surface de la composante bois..... 15
1.1.3. Procédés de fabrication des CBP..... 16
1.1.3.1. Extrusion ..... 16

1.1.3.2. Moulage par injection ..... 16
1.1.3.3. Moulage par compression et autres procédés de fabrication ..... 16
1.1.4. Propriétés des CBP et facteurs d'influence ..... 17
1.1.4.1. Effet de la taille de la composante bois des CBP ..... 17
1.1.4.2. Effet de la teneur en bois de charge/renfort des CBP ..... 18
1.1.4.3. Effet de l'essence de bois des CBP ..... 19
1.1.4.4. Effet de la porosité sur les propriétés des CBP ..... 20
1.1.4.5. Effet des paramètres de fabrication sur les propriétés des CBP ..... 20
1.1.4.6. Effet de l'humidité sur les propriétés des CBP ..... 21
1.1.4.7. Effet de la température sur les propriétés des CBP ..... 22
1.1.4.8. Effet du recyclage sur les propriétés des CBP ..... 23
1.1.5. Analyse des travaux sur les CBP à base de PSE et PEBD ..... 23
1.1.5.1. Analyse des travaux sur les CBP à base de PSE ..... 23
1.1.5.2. Analyse des travaux sur les CBP à base de PEBD ..... 24
1.1.6. Méthodes expérimentales de caractérisation thermo-physique des matériaux ..... 25
1.1.6.1. Caractéristiques thermo-physiques des matériaux ..... 25
1.1.6.2. Méthodes expérimentales de mesure des caractéristiques thermo-physiques des matériaux - Méthode du ruban chaud ..... 26
1.2. Revue de la littérature sur la Partie Interne du Rachis du *Raphia hookeri* G. Mann & H. Wendl. (PIRR) ..... 28
1.2.1. Description et distribution du *Raphia hookeri* G. Mann & H. Wendl. ..... 28
1.2.2. Usages du raphia ..... 29
1.2.3. Morphologie, anatomie et propriétés technologiques du rachis de Raphia ..... 30
1.2.3.1. Morphologie et anatomie du rachis de Raphia ..... 30
1.2.3.2. Propriétés technologiques du rachis de Raphia ..... 33
1.2.3.2.1. Propriétés chimiques et physiques du rachis de Raphia ..... 33
1.2.3.2.2. Propriétés mécaniques et thermo-physiques du rachis de Raphia ..... 33
1.3. Revue de la littérature sur les matériaux sandwichs ..... 34
1.3.1. Notions générales sur les matériaux de structure sandwich ..... 34
1.3.1.1. Définition et constituants d'un matériau sandwich ..... 34
1.3.1.2. Classification des structures sandwiches - Différences entre sandwich, multicouche et stratifié ..... 36
1.3.1.3. Principe du matériau sandwich ..... 37
1.3.1.4. Intérêts et domaines d'utilisation des matériaux sandwichs ..... 38
1.3.2. Travaux sur les matériaux sandwichs ..... 38
1.3.2.1. Travaux sur les sandwichs à constituants naturels ou bio-sourcés ..... 39
1.3.2.2. Méthodes d'allègement des matériaux ..... 39
1.3.2.2.1. Création de vides dans les matériaux ..... 40
1.3.2.2.2. Incorporation de matériaux à faible densité ..... 40
1.3.2.3. Travaux sur l'influence des inclusions dans les sandwichs ..... 41
1.3.3. Méthodes d'étude des poutres sandwiches en flexion ..... 42

1.3.3.1. Bref aperçu sur les méthodes d'étude des poutres sandwiches ..... 42
1.3.3.2. Théorie des poutres sandwichs ..... 43
1.3.3.3. Méthodes expérimentales de détermination des propriétés élastiques d'un sandwich en flexion ..... 48
1.3.4. Modèles mathématiques classiques d'homogénéisation de la conductivité thermique ..... 49
1.3.4.1. Bref aperçu sur les modèles analytiques d'homogénéisation de la conductivité thermique ..... 49
1.3.4.2. Règle de mélange ..... 49
1.3.4.3. Modèle de Rayleigh ..... 50
1.3.4.4. Modèle Hasselman-Johnson ..... 50
Conclusion ..... 51

CHAPITRE 2 : Matériaux, Matériel et Méthodes……52

Introduction ..... 53
2.1. Caractérisation des composites bois-PSE (CBPo) et bois-PEBD (CBPl) ..... 54
2.1.1. Matériaux de base et fabrication des composites ..... 54
2.1.1.1. Matériaux de base et fabrication des CBPo ..... 54
2.1.1.2. Matériaux de base et fabrication des composites des CBPl ..... 60
2.1.2. Matériel et méthodes de caractérisation des composites CBPo et CBPl ..... 61
2.1.2.1. Matériel et méthodes de caractérisation du comportement des CBPo pendant la mise en forme ..... 61
2.1.2.1.1. Matériel et méthodes de caractérisation du comportement des CBPo lors du pressage……61
2.1.2.1.2. Matériel et méthodes de caractérisation du comportement des CBPo après moulage……62
2.1.2.2. Matériel et méthodes de caractérisation physique des CBPo et CBPl ……63
2.1.2.2.1. Mesure des masses volumiques et de la porosité des CBPo et CBPl ..…63
2.1.2.2.1.1. Mesure des masses volumiques, apparente et particulaire des CBPo et CBPl ……63
2.1.2.2.1.2. Mesure de la porosité des CBPo et CBPl ……...……64
2.1.2.2.2. Mesure des taux d'absorption et de gonflement en épaisseur des CBPo et CBPl ……64
2.1.2.3. Matériel et méthodes de caractérisation mécanique des CBPo et CBPl…..…65
2.1.2.3.1. Essai de flexion 3 points sur les CBPo et CBPl ……65
2.1.2.3.2. Essai de traction sur les CBPo et CBPl……..67
2.1.2.3.3. Essai de compression sur les CBPo et CBPl ……71
2.1.2.4. Essai thermo-physique sur les CBPo et CBPl ……73
2.1.2.4.1. Echantillonnage ……73
2.1.2.4.2. Dispositif expérimental et déroulement de l'essai thermo-physique sur les CBPo et CBPl……74
2.1.2.4.3. Validation du dispositif expérimental utilisé ……...75
2.1.2.5. Caractérisation biologique des CBPo: évaluation de la durabilité naturelle …..75

2.1.2.5.1. Echantillonnage ……..75
2.1.2.5.2. Evaluation de la durabilité naturelle vis-à-vis des champignons Basidiomycètes ……76
2.1.2.5.3. Evaluation de la durabilité naturelle vis-à-vis des termites ……..76
2.1.2.6. Caractérisation macroscopique et microscopique des CBPo ……..……78
2.1.2.7. Analyse statistique ……78
2.2. Caractérisation de la partie interne de Raphia hookeri (PIRR) ..... 78
2.2.1. Collecte et échantillonnage des rachis de *R. hookeri* utilisés ..... 78
2.2.2. Caractérisation anatomique de la PIRR ..... 80
2.2.3. Caractérisation physique de la PIRR ..... 80
2.2.4. Caractérisation mécanique de la PIRR ..... 82
2.2.4.1. Essai BING sur la PIRR ..... 82
2.2.4.2. Essai de flexion 4 points sur la PIRR ..... 83
2.2.4.3. Essais de compression sur la PIRR ..... 84
2.2.5. Caractérisation thermo-physique de la PIRR ..... 84
2.3. Elaboration du nouveau modèle de matériau sandwich ..... 85
2.3.1. Conception du nouveau modèle de matériau sandwich ..... 85
2.3.1.1. Voies de recherche de solutions explorées pour le modèle d'allégement de l'âme du sandwich ..... 85
2.3.1.2. Description du modèle de matériau sandwich retenu ..... 89
2.3.2. Méthode de fabrication du nouveau modèle de matériau sandwich (modèle retenu) 90
2.3.2.1. Principe de la méthode et schéma synoptique du processus de fabrication ..... 90
2.3.2.2. Mise en œuvre de la méthode de fabrication ..... 91
2.4. Caractérisation expérimentale du matériau sandwich élaboré ..... 93
2.4.1. Echantillonnage ..... 93
2.4.1.1. Matériaux de base utilisés pour les échantillons du matériau sandwich élaboré . 93
2.4.1.2. Plan d'échantillonnage et production des échantillons ..... 95
2.4.2. Caractérisation physique du matériau sandwich élaboré ..... 98
2.4.2.1. Mesure de la masse volumique du matériau sandwich ..... 98
2.4.2.2. Mesure des taux d'absorption et de gonflement du matériau sandwich ..... 98
2.4.3. Caractérisation mécanique du matériau sandwich ..... 99
2.4.3.1. Essais de flexion sur le matériau sandwich ..... 99
2.4.3.2. Essai de cohésion interne sur le matériau sandwich ..... 100
2.4.3.3. Essai de compression sur le matériau sandwich ..... 102
2.4.4. Mesure de la conductivité thermique équivalente des panneaux sandwichs ..... 103
2.4.5. Caractérisation microscopique des panneaux ..... 103
2.5. Modélisation des principales propriétés du matériau sandwich ..... 104
2.5.1. Modélisation des propriétés du matériau sandwich en flexion ..... 104
2.5.1.1. Hypothèses générales de calcul ..... 104
2.5.1.2. Modélisation analytique de la rigidité D du matériau sandwich en flexion ..... 104

2.5.1.3. Simulation numérique du comportement du matériau sandwich en flexion : état de contrainte et de déformation ..... 107
2.5.2. Modélisation de la conductivité thermique équivalente du matériau sandwich ..... 109
2.5.2.1. Hypothèses de calcul ..... 109
2.5.2.2. Homogénéisation par utilisation de modèle analogique ..... 110
2.5.2.3. Homogénéisation de la conductivité thermique équivalente par utilisation combinée du modèle de Rayleigh et de la règle de mélange ..... 111
Conclusion ..... 113
CHAPITRE 3 : Résultats et Discussion ..... 114
Introduction ..... 114
3.1. Propriétés des composites CBPo et CBPl ..... 114
3.1.1. Propriétés de mise en forme des CBPo ..... 114
3.1.1.1. Comportement des CBPo pendant le moulage ..... 115
3.1.1.2. Comportement des CBPo après moulage ..... 116
3.1.2. Propriétés physiques des CBPo ..... 118
3.1.2.1. Masses volumiques et porosité des CBPo ..... 118
3.1.2.2. Taux d'absorption d'eau et de gonflement en épaisseur ..... 121
3.1.3. Propriétés mécaniques des CBPo ..... 123
3.1.3.1. Propriétés des CBPo en flexion ..... 123
3.1.3.2. Propriétés des CBPo en traction ..... 129
3.1.3.3. Propriétés des CBPo en compression ..... 136
3.1.4. Propriétés thermiques des CBPo ..... 139
3.1.5. Propriétés macroscopiques et microscopiques des CBPo ..... 141
3.1.5.1. Observation macroscopique puis microscopique par méthode optique ..... 141
3.1.5.2. Observation au MEB ..... 142
3.1.6. Propriétés biologiques des CBPo ..... 143
3.1.6.1. Durabilité naturelle vis-à-vis des champignons Basidiomycètes ..... 143
3.1.6.2. Durabilité naturelle vis-à-vis des Termites ..... 145
3.1.7. Propriétés des composites bois – PEBD (CBPl) ..... 147
3.1.7.1. Propriétés physiques des CBPl ..... 147
3.1.7.2. Propriétés mécaniques des CBPl ..... 147
3.1.7.3. Propriétés thermo-physiques des CBPl ..... 148
3.1.8. Comparaison des propriétés des CBPo et CBPl à celles d'autres matériaux similaires. ..... 149
3.1.9. Mesures environnementales pour une production industrielle des composites CBPo et CBPl ..... 151
3.2. Propriétés de la partie interne du rachis de *Raphia hookeri* (PIRR) ..... 152
3.2.1. Propriétés anatomiques de la PIRR ..... 152
3.2.2. Propriétés physiques de la PIRR ..... 152
3.2.3. Propriétés mécaniques de la PIRR ..... 155

3.2.3.1. Propriétés de la PIRR en flexion ..... 155
3.2.3.2. Propriétés de la PIRR en compression ..... 157
3.2.4. Propriétés thermo-physiques de la PIRR ..... 159
3.3. Propriétés du matériau sandwich élaboré ..... 160
3.3.1. Propriétés physiques du matériau sandwich ..... 160
3.3.1.1. Masse volumique du matériau sandwich ..... 160
3.3.1.2. Taux d'absorption d'eau et de gonflement en épaisseur du matériau sandwich 161
3.3.2. Propriétés mécaniques du matériau sandwich ..... 163
3.3.2.1. Propriétés du matériau sandwich en flexion ..... 163
3.3.2.2. Propriétés du matériau sandwich en compression ..... 174
3.3.2.3. Cohésion interne du matériau sandwich ..... 175
3.3.3. Conductivité thermique du matériau sandwich ..... 176
3.3.4. Observation microscopique des interfaces du matériau sandwich ..... 178
3.4. Modélisation des propriétés mécaniques et thermiques du matériau sandwich élaboré . 179
3.4.1. Modélisation des propriétés du matériau sandwich en flexion ..... 179
3.4.1.1. Modélisation analytique de la rigidité du matériau sandwich ..... 179
3.4.1.1. Modélisation numérique du comportement des panneaux ..... 182
3.4.2. Modélisation de la conductivité thermique du matériau sandwich ..... 189
3.4.2.1. Comparaison des résultats expérimentaux de la conductivité thermique avec les résultats donnés par les modèles - Validation ..... 189
3.4.2.2. Comportement de la conductivité thermique générée par le modèle validé (modèle M2) ..... 190
3.5. Comparaison des propriétés du matériau sandwich avec celles d'autres matériaux ..... 195
3.5.1. Comparaison des propriétés mécaniques des panneaux sandwichs avec celles des panneaux tri-couches et des composites constituants (CBPo et CBPl) ..... 195
3.5.2. Comparaison des propriétés mécaniques des matériaux sandwichs étudiés avec celles d'autres matériaux similaires ..... 197
3.5.3. Comparaison de la conductivité thermique du matériau sandwich étudié avec celle des CBP constituants et d'autres sandwichs similaires ..... 198
Conclusion ..... 201
CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES ..... 204
REFERENCES ..... 208
1.Bibliographie ..... 208
2.Webographie ..... 221
ANNEXES ..... 223
Annexe A-1: graphes force-flèche obtenus par simulation numériques du matériau sandwich en flexion. ..... 223
Annexe A-2 : Résultats de la simulation numérique des 3 types de panneaux ..... 224

## Résumé

La présente thèse concerne le domaine de la transformation des déchets en matériaux. Elle traite plus spécifiquement de la transformation des déchets d'emballages plastiques (polystyrène expansé, polyéthylène basse densité) et d'industrie du bois (connexes issus de la 1ère et 2ème transformation) en matériaux composites de type sandwich, au moyen de technologies locales (Bénin). Des chercheurs ont élaboré des composites monocouches et multicouches par transformation de ces déchets en matériaux pour la construction, en mettant en œuvre des techniques de type *low-tech* facilement transférables aux opérateurs locaux. Cependant, l'utilisation de ces composites comme produit d'ingénierie dans la construction est limitée par leurs performances qui restent à améliorer pour contribuer de façon optimum à résoudre le problème initial posé qui est l'élimination des déchets plastiques par leur transformation en matériau d'utilité pratique. La présente thèse propose un nouveau modèle d'éco-matériau de type sandwich, utilisant des ressources locales valorisées avec des technologies applicables localement. L'intérêt de ce modèle est qu'il présente des performances élevées comparables à celles de matériaux similaires d'utilité connue dans la construction. La démarche mise en œuvre a consisté à concevoir le matériau sandwich et à en définir les matériaux de base puis, à évaluer leurs propriétés en vue d'apprécier s'ils peuvent servir de matériaux pour les couches du matériau sandwich. Ensuite, un procédé de fabrication locale a été mis en œuvre pour réaliser le matériau sandwich et, enfin, ses propriétés ont été étudiées suivant les approches expérimentale, analytique et numérique. De nombreux résultats sont obtenus aussi bien sur les matériaux de base que sur le matériau sandwich.

Par exemple, au titre des matériaux de base, les composites bois-polystyrène ont une masse volumique apparente qui varie de 518,3 $kg.m^{-3}$ à 925 $kg.m^{-3}$. Leur module d'Young varie de 105 à 2261,8 MPa en flexion, 584,0 à 2901,3 MPa en traction et de 285,0 à 743,0 MPa en compression. Leur contrainte maximum varie de 0,25 à 8,93 MPa en flexion, 2,10 à 10,50 MPa en traction et de 2,8 à 14,2 MPa en compression. Les composites bois-polyéthylène ont, en moyenne, les propriétés suivantes. Ils ont une masse volumique de 923,5 $kg.m^{-3}$. En traction, leur module d'Young est de 985,7 MPa et leur contrainte maximum est de 5,80 MPa. En flexion, ils ont un module d'Young de 751,5 MPa et une contrainte maximum de 5,93 MPa. Leur conductivité thermique est de 0,211 $W.m^{-1}.°C^{-1}$. La partie interne de *Raphia hookeri* constituant les inclusions a, en moyenne, une faible masse volumique basale de 161,2 kg.m-$^{3}$, un module d'élasticité de 2200 MPa et une contrainte maximum de 19,1 MPa, en flexion ; sa conductivité thermique moyenne est de 0,061 $W.m^{-1}.K^{-1}$.

En ce qui concerne le matériau sandwich, sa masse volumique est comprise entre 519,1 et 816,0 $kg.m^{-3}$. Son taux d'absorption d'eau après 24 h varie de 9,54 % à 23,61 % tandis que le taux de gonflement maximum reste faible avec moins de 2 %. En flexion, le module apparent du matériau varie de 1195,6 à 2695,9 MPa et sa contrainte normale maximale est limitée par la contrainte de rupture par traction du composite bois-polystyrène constituant les peaux. La force ultime des panneaux varie entre 506,8 N et 3156,4 N. En compression, le module d'Young des panneaux varie de 472,8 à 639,5 MPa et la contrainte maximum, de 8,60 à 10,17 MPa. La contrainte de cohésion interne varie de 0,60 à 2,77 MPa. La conductivité thermique est comprise entre 0,106 et 0,169 $W.m^{-1}.°C^{-1}$. Les valeurs des propriétés obtenues montrent que le matériau sandwich présente d'importants potentiels de substitution à d'autres matériaux comme les contre-plaqués, les panneaux MDF ou OSB, utilisés en construction où de bonnes propriétés mécaniques et thermiques sont nécessaires.



***Mots-clés*** : matériau sandwich, procédé de fabrication local, Raphia, composites bois - polystyrène, composites bois – polyéthylène, conductivité thermique, contrainte en flexion.

## Abstract

This thesis concerns the field of the transformation of waste into materials. It deals more specifically with the transformation of plastic packaging waste (expanded polystyrene, low density polyethylene) and the wood industry waste (related products from the 1st and 2nd transformation) into composite materials of the sandwich type, using local technologies (Benin). Researchers developed monolayer and multilayer composites by transforming these wastes into material for construction, using low-tech type technics that are easily transferable to local operators. However, the use of these composites as an engineering product in construction is limited by the performances which remain to contribute to their contribution in an optimal way to solve the initial problem posed which is the elimination of plastic waste by their transformation into material. of practical utility. This thesis proposes a new sandwich-type eco-material model, using local resources enhanced with locally applicable technologies. The advantage of this model is that it has high performance comparable to that of similar materials of known utility in construction. The approach implemented consisted of designing the sandwich material and defining the basic materials, then evaluating their properties in order to assess whether they can be used as materials for the layers of the sandwich material. Then, a local manufacturing process was implemented to produce the sandwich material and, finally, its properties were studied using experimental, analytical and numerical approaches. Numerous results are also obtained on the base materials than on the sandwich material.

For example, as basic materials, wood-polystyrene composites have bulk density ranging from 518.3 $kg.m^{-3}$ to 925 $kg.m^{-3}$. Their Young's modulus varies from 105 to 2261.8 MPa in bending, 584.0 to 2901.3 MPa in tension and from 285 to 743 MPa in compression. Their maximum stress varies from 0.25 to 8.93 MPa in bending, 2.10 to 10.50 MPa in tension and from 2.8 to 14.2 MPa in compression. The wood-polyethylene composites, have the following average properties. Their bulk density is 923.5 $kg.m^{-3}$. In tension, their Young's modulus is 985.7 MPa and the maximum stress is 5.80 MPa. In bending, they have a Young's modulus of 751.5 MPa and a maximum stress of 5.93 MPa. Their thermal conductivity is 0.211 $W.m^{-1}.°C^{-1}$. The internal part of *Raphia hookeri* constituting the inclusions has, on average, a low basal density of 161.2 kg.m-3, a thermal conductivity of 0.061 $Wm^{-1}.°C^{-1}$, a modulus of elasticity of around 2200 MPa and a maximum stress of 19.1 MPa, in bending.

As for the sandwich material, its bulk density ranks from 519.1 to 816.0 $kg.m^{-3}$. Its water absorption rate after 24 h varies from 9.54% to 23.61 % while the maximum rate of thickness swelling remains low with less than 2%. In bending, the apparent modulus of the material varies from 1195.6 to 2695.9 MPa and its maximum normal stress is limited by the tensile breaking stress of the wood-polystyrene composite that constitute skins. The ultimate strength of the panels varies between 506.8 N and 3156.4 N. In compression, the Young's modulus of the panels varies from 472.8 to 639.5 MPa and the maximum stress, from 8.60 to 10.17 MPa. The internal bound stress varies from 0.60 to 2.77 MPa. The thermal conductivity varies between 0.106 and 0.169 $Wm^{-1}.°C^{-1}$. The properties values obtained show that the sandwich material has significant potential for substitution to others materials like plywood, MDF or OSB panels used in construction where materials with good mechanical and thermal properties are required.



***Keywords***: sandwich material, Raphia, wood polystyrene - composites, wood polyethylene - composites, thermal conductivity, flexural modulus.

**Sigles, Abréviations et Acronymes**

ANOVA : Analyse of variance

ASTM : American Society for Testing and Materials

BING : Beam Identification by Non destructive Grading

CBP : Composite Bois-Plastique

CBPl : Composite Bois- Polyéthylène basse densité

CBPo : Composite Bois-Polystyrène

CIRAD : Centre de coopération Internationale en Recherche Agronomique pour le Développement

COV : Composé Organique Volatil

CREPA : Centre Régional pour l'Eau Potable et l'Assainissement

CTMAE : Laboratoire de Caractérisation Thermophysique des Matériaux et Appropriation Energétique

ED-SDI : Ecole Doctorale des Sciences De l'Ingénieur

ENSTP : Ecole Nationale Supérieure des Travaux Publics

EPAC : Ecole Polytechnique d'Abomey-Calavi

EWP : Engineering Wood Product

FDM : Fused Deposition Modeling

FFT : Transformée de Fourier Rapide

LEMA : Laboratoire d'Energétique et de Mécanique Appliquée

L2EGC : Laboratoire d'Etudes et d'Essais en Génie Civil

LMGC : Laboratoire de Mécanique et de Génie Civil

MDF : Medium Density Fiberboard

MEB : Microscope Electronique à Balayage

MOE : Module d'élasticité

MOR : Module de rupture

ONAB : Office NAtional du Bois

OSB : Oriented Strand Board

PEBD : Polyéthylène Basse Densité

PED : Pays En Développement

PEHD : Polyéthylène haute densité

PIRR : Partie Interne du Rachis de *R. hookeri*

PME : Petites et Moyenne Entreprise

PP : Polypropylène

PSE : Polystyrène expansé

PVC : Polychlorure de vinyl,

UAC : Université d'Abomey-Calavi

UEMOA : Union Economique et Monétaire Ouest Africaine

UNSTIM : Université National des Sciences, Techniques Industrielles et Mathématiques

VER : Volume Elémentaire Représentatif

**Liste des figures** Pages

Figure 1.1: schéma de montage de la méthode du ruban chaud ..... 27
Figure 1.2: évolution de la forme et de la taille de la section le long du rachis, de la base (A) vers l'apex (G) ..... 31
Figure 1.3: Courbe de traction (charge- déformation) de fibres brutes issues de l'épiderme de *R. hookeri* (éprouvette de dimensions 0,015 x 4,5 x 64,5 $mm^3$). ..... 34
Figure 1.4: schéma de matériau sandwich. ..... 35
Figure 1.5: sandwich à âme pleine a) en mousse et b) en balsa. ..... 35
Figure 1.6: sandwich à âme creuse a) ondulée et b) en nid d'abeille. ..... 36
Figure 1.7: distribution des contraintes dans un matériau monolithique ; a) section, b) contrainte normale et, c) contrainte de cisaillement. ..... 37
Figure 1.8: poutre sandwich en flexion, a) schéma d'illustration et b) principe de distribution des contraintes. ..... 38
Figure 1.9: coupe transversale de panneaux évidés avec des cavités de différentes formes .... 40
Figure 1.10: schéma de sandwich d'âme en mousse avec des renforts en composite laminé . 42
Figure 1.11: poutre en matériau sandwich symétrique en flexion. ..... 43
Figure 1.12: distributions des contraintes dans une section droite de poutre sandwiche. ..... 46
Figure 1.13: schéma de poutre en flexion 3 points. ..... 46
Figure 1.14: schéma de poutre en flexion quatre points ..... 47
Figure 1.15: schéma de composite unidirectionnel à inclusions cylindriques dans une matrice continue. ..... 50

Figure 2.1: distribution granulométrique des sciures de a) Gmelina, b) Teck, c) Afzelia. ..... 57
Figure 2.2: schéma d'un échantillon cylindrique, pour l'essai de pressage. ..... 62
Figure 2.3: schéma d'une éprouvette Photo 2.14: montage d'usinage utilisé ..... 68
Figure 2.4: schéma du rachis et directions principales L, R et T. ..... 80
Figure 2.5: schéma de section transversale de rachis montrant a) l'épiderme dense, b) la partie interne ou PIRR, objet de l'étude et c) la zone utilisée (en trait discontinu) ..... 80
Figure 2.6: thermogramme d'un échantillon (r5_2) de la PIRR. ..... 85
Figure 2.7: 1ère solution, a) dessin, vue de face du moule à trous semi-débouchants, b) dessin, vue de face du moule à trous débouchants, c) dessin, vue de dessus de l'ensemble moule + sandwich. ..... 86
Figures 2.8: 2ème solution a) dessin, coupe longitudinale de l'ensemble moule + panneau sandwich, b) dessins du détail A. ..... 87
Figure 2.9: 3ème solution a) dessin de la feuille de tôle trouée en crénelée, b) coupe longitudinale de l'ensemble moule + panneau sandwich. ..... 88
Figures 2.10: dessin, coupe transversale du panneau pour la solution utilisant la partie interne de *Raphia hookeri* (PIRR) comme structure d'allègement du sandwich ..... 89
Figure 2.11: schéma de la section transversale du modèle de matériau sandwich retenu. ..... 90
Figure 2.12: schéma synoptique du processus de fabrication des panneaux. ..... 90
Figure 2.13: dessin de la structure d'allègement. ..... 91
Figure 2.14: schéma de la section transversale d'une tri-couche (absence de PIRR). ..... 95
Figure 2.15: schéma de la section transversale du sandwich. ..... 96

Figure 2.16: schéma de principe de l'essai de cohésion interne sur les sandwichs. ..... 102
Figure 2.17: schéma de principe de montage utilisé pour la mesure de la conductivité thermique des échantillons de sandwich par la méthode du ruban chaud en configuration symétrique. ..... 103
Figure 2.18: schéma du sandwich et volume élémentaire représentatif (VER) utilisé pour la modélisation de la rigidité analytique des panneaux en flexion. ..... 105
Figure 2.19: modélisation de la résistance thermique équivalente des sandwichs, a) volume élémentaire représentatif (VER) d'un sandwich, b) modèle analogique d'homogénéisation utilisé. ..... 109

Figure 3.1: évolution de la hauteur relative H / H0 (direction de pressage) pendant et après le moulage. ..... 114
Figure 3.2: évolution du taux de compactage en fonction de la contrainte pour des échantillons contenant 40 % de sciure de Teck pour 4 classes granulaires. ..... 115
Figure 3.3: taux de de compactage et de recouvrance maximum des CBPo (40 % de sciure de Teck) selon les 4 classes granulaires. ..... 115
Figure 3.4: évolution de la recouvrance en fonction du temps a) dans le sens longitudinal ou direction de la force de compactage et b) dans le sens transverse. ..... 116
Figure 3.5: évolution de la masse relative d'échantillons CBPo (contenant 40 % de sciure de bois de Teck de différentes granulométries) avec le temps ; Masse relative = masse à l'instant t, Mt, rapportée à la masse initiale, Mo. ..... 117
Figure 3.6: évolution de la perte de masse en fonction de la teneur en sciure de bois (Teck) et selon les classes granulaires. ..... 117
Figure 3.7: évolution de la masse volumique des échantillons CBPo suivant a) la taille des particules de bois, b) la teneur en sciure de bois, c) l'essence de bois de la sciure et, d) la contrainte de compactage. ..... 120
Figure 3.8: influence de la taille des particules de bois sur a) le taux d'absorption d'eau et, b) le taux de gonflement en épaisseur des échantillons CBPo. ..... 123
Figure 3.9: influence de l'essence de bois sur a) le taux d'absorption d'eau et, b) le taux de gonflement en épaisseur des échantillons CBPo. ..... 123
Figure 3.10: influence de la taille des particules de bois sur les propriétés des CBPo (compacté à 5 MPa, séché à 25 °C) en flexion. ..... 124
Figure 3.11: influence de la teneur en particules de bois sur les propriétés des CBPo en flexion à 25°C pour différentes tailles de particules, a) échantillons de classe granulaire G_315 et b) échantillons de classe granulaire G_1250. ..... 125
Figure 3.13: évolution du MOE et du MOR des CBPo en flexion, pour différentes valeurs de pression de compactage, (échantillons à base de sciure de Gmelina et séchés à 25 °C). ..... 126
Figure 3.12: courbes force-flèche des CBPo en flexion, pour différentes valeurs de pression de compactage ..... 126
Figure 3.14: courbes exemples force-flèche des CBPo en flexion, a) pour différentes valeurs de température et, b) pour différentes essences de bois (G : Gmelina ; T : Teck ; A : Afzelia). ..... 127
Figure 3.15: valeurs comparées du MOE et du MOR des CBPo en flexion, pour les 3 températures et les 3 espèces de bois. ..... 128

Figure 3.16: valeurs comparées du MOE et du MOR du CBPo en flexion, avec celles des bois massifs correspondants. ..... 128
Figure 3.17: influence de la teneur en fibres sur les propriétés (MOE et MOR) des CBPo (à base de sciure de Gmelina, séchés à 100 °C et compactés à 5 MPa) en flexion. ..... 129
Figure 3.18: courbes-exemples contrainte-déformation en traction des échantillons CBPo selon les 4 classes granulaires. ..... 130
Figure 3.19: champ de déplacement ..... 131
Figure 3.20: effet de la taille des particules de bois d'échantillons CBPo compactés à 5MPa et à base de 40% de sciure de Teck sur les caractéristiques en traction a) module d'Young et contrainte maximum, b) coefficient de Poisson. ..... 131
Figure 3.21: effet de l'eau (24h d'immersion), de la température (100°C) et des fibres de chanvre (teneur, 2%), sur les caractéristiques (module d'Young et contrainte maximum) en traction des échantillons CBPo compactés 5 MPa et à base de 30 % de sciure de Gmelina de classe granulaire a) G_1250 et b) G_315. ..... 133
Figure 3.22: effet de l'humidité (24h d'immersion dans l'eau), de la température (100°C) et de fibres de chanvre (teneur, 2%) sur les caractéristiques (module d'Young et contrainte maximum) en traction des échantillons CBPo compactés 5MPa, à base de 40% de sciure de Gmelina de classe granulaire G_315. ..... 134
Figure 3.23: courbe-exemple contrainte déformation en traction d'échantillons CBPo avec ou sans fibres de chanvre (G_315_40% sciure d'Afzelia, compactés à 5 MPa_séchés 100°C). 134
Figure 3.24: effet de 2% de fibre de chanvre sur les caractéristiques de traction des échantillons CBPo (Cg315_40% sciure, avec ou sans fibres de chanvre, pressés à 5MPa et séchés 100°C), selon l'espèce de bois de provenance des sciures utilisées (A : Afzelia ; T : Teck ; G : Gmelina). ..... 135
Figure 3.25: courbes contrainte- déformation des échantillons CBPo selon la taille des particules de bois (Teck). ..... 137
Figure 3.26: valeurs comparées des caractéristiques (modules d'Young et contraintes maximum) en compression des échantillons CBPo en fonction de la taille des particules de bois (T : Teck). ..... 138
Figure 3.27: influence de la teneur en sciure et l'essence de bois sur les propriétés des CBPo : a) contrainte maximum en compression et b) module d'Young en compression. ..... 138
Figure 3.28: conductivité thermique des échantillons selon la taille des particules (T160_40% à T1250_40%), la teneur en sciure (G315_30% à G315_50%) et l'essence de bois des sciures. ..... 140
Figure 3.29: conductivité thermique des échantillons avec ou sans de fibres de chanvre, à base de sciure de bois de différentes essences (G315_40%, G315_40%_f , …, A315_40%_f) et celles d'échantillons mis en forme en variant la pression de compactage (G315_3MPa à G315_7MPa). ..... 140
Figure 3.30: effusivité thermique des échantillons CBPo. ..... 141
Figure 3.31: courbe-exemple contrainte – déformation des CBPl a) en traction et b) en compression. ..... 148
Figure 3.32: courbe-exemple force – déplacement des CBPl en flexion. ..... 148
Figure 3.33: évolution de la teneur en eau le long des rachis. ..... 153

Figure 3.34: influence de la masse volumique de la PIRR sur a) taux d'humidité maximum, b) le retrait volumique total, c) le retrait total suivant T et d) le retrait total suivant R. ..... 154
Figure 3.35: comportement de la PIRR en flexion, caractérisée par a) une déformation plastique hétérogène, b) une déformation plastique quasi-homogène et c) une déformation de type ductile. ..... 156
Figure 3.36: influence de la masse volumique de la PIRR sur a) la contrainte maximum de 157
Figure 3.37: courbe contrainte – déformation en a) compression longitudinale et b) compression transversale..... 158
Figure 3.38: influence de la masse volumique de la PIRR sur a) le module d'élasticité en compression longitudinale, b) la contrainte maximum en compression longitudinale, c) le module d'élasticité en compression transversale et d) la contrainte à la limite élastique en compression transversale..... 159
Figure 3.39: masse volumique des panneaux tri-couches et sandwichs. ..... 160
Figure 3.40: évolution du taux d'absorption d'eau des panneaux avec le temps. ..... 161
Figure 3.41: valeurs comparées des taux d'absorption d'eau et de gonflement en épaisseur des panneaux..... 162
Figure 3.42: évolution du taux de gonflement en épaisseur des panneaux avec le temps. .... 162
Figure 3.43: valeurs comparées des taux de gonflement en épaisseur des panneaux. ..... 163
Figure 3.44: courbe force-flèche d'éprouvette de tri-couche. ..... 164
Figure 3.45: courbe force-flèche d'éprouvette sandwiche à peaux non renforcées (cbpo_1). ..... 164
Figure 3.46: courbe force-flèche d'éprouvette sandwiche à peaux renforcées (cbpo_2). ..... 165
Figure 3.47: a) influence de la proportion et de la qualité mécanique du matériau des inclusions (PIRR) sur la rigidité des panneaux en flexion ; b) influence de la densité et de l'épaisseur de l'âme sur la rigidité des panneaux en flexion. ..... 168
Figure 3.48: a) influence de l'humidité sur la rigidité des panneaux en flexion ; b) influence de la température sur la rigidité des panneaux en flexion. ..... 168
Figure 3.49: valeurs comparées du module équivalent des panneaux en flexion. ..... 169
Figure 3.50: valeurs comparées de la rigidité U des panneaux en cisaillement. ..... 170
Figure 3.51: a) influence de la proportion et de la qualité mécanique de PIRR sur le module de cisaillement de l'âme ; b) influence de l'humidité et de la température sur le module de cisaillement de l'âme. ..... 171
Figure 3.52: influence de la proportion et de la qualité mécanique de la PIRR, et de l'épaisseur des panneaux sur les propriétés de rupture en flexion. ..... 173
Figure 3.53: influence de l'humidité et de la température sur les charges de rupture en flexion 4 points. ..... 173
Figure 3.54: courbes exemples contrainte - déformation des échantillons tri-couches et sandwichs en compression. ..... 174
Figure 3.55: valeurs comparées de module d'Young et de contrainte maximum des échantillons tri-couches et sandwichs en compression. ..... 175
Figure 3.56: courbe exemple contrainte - déformation des panneaux pour l'essai de cohésion interne. ..... 176
Figure 3.57: influence de la proportion et de la qualité de la PIRR sur la conductivité thermique des panneaux. ..... 177

Figure 3.58: influence de la proportion du liant (CBPl) et de la conductivité thermique du matériau des peaux (CBPo) sur la conductivité thermique des panneaux. ..... 178
Figure 3.59: influence de l'épaisseur des inclusions et de l'épaisseur de l'âme sur la rigidité des panneaux. ..... 180
Figure 3.60: influence de la largeur et de l'épaisseur des inclusions sur la rigidité des panneaux..... 180
Figure 3.61: influence des propriétés (épaisseur et module d'élasticité) des inclusions sur la rigidité des panneaux..... 181
Figure 3.62: influence des propriétés mécaniques (modules d'élasticité) du liant et des inclusions sur la rigidité des panneaux..... 181
Figure 3.63: valeurs expérimentales et numériques comparées des pentes, ΔF/Δf, de la droite de d'ajustement du domaine linéaire de la courbe force - déplacement des panneaux en flexion 3 points..... 185
Figure 3.64: valeurs expérimentales et numériques comparées des pentes, ΔF/Δf, de la droite de d'ajustement du domaine linéaire de la courbe force - déplacement des panneaux en flexion 4 points..... 185
Figure 3.65: valeurs expérimentales et numériques comparées de la force de rupture de la peau inférieure des panneaux en flexion 4 points. ..... 185
Figure 3.66: distribution de contrainte dans la tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 4 points. ..... 186
Figure 3.67: distribution de contrainte dans le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points, à travers le liant. ..... 187
Figure 3.68: distribution de contrainte dans le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points, à travers les inclusions..... 187
Figure 3.69: champ de déplacements de la tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 4 points (perspective)..... 188
Figure 3.70: champ de déplacements du sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points. ..... 188
Figure 3.71: comparaison des résultats issus des modèles et des mesures expérimentales de la conductivité thermique des panneaux. ..... 190
Figure 3.72: influence de la largeur et de l'épaisseur des inclusions sur la conductivité thermique des panneaux. ..... 192
Figure 3.73: influence de l'épaisseur des inclusions et de l'épaisseur de l'âme sur la conductivité thermique des panneaux. ..... 192
Figure 3.74: influence de la largeur des inclusions et de l'épaisseur de l'âme sur la conductivité thermique des panneaux. ..... 193
Figure 3.75: influence de la largeur et de la conductivité thermique des inclusions sur la conductivité thermique des panneaux. ..... 193
Figure 3.76: influence de l'épaisseur et de la conductivité thermique des inclusions sur la conductivité thermique des panneaux. ..... 194
Figure 3.77: influence de la conductivité thermique du liant et des inclusions sur la conductivité thermique des panneaux. ..... 194

**Liste des tableaux** Pages

Tableau 2.1: programme expérimental utilisé pour l'étude des CBPo. ..... 56
Tableau 2. 2: identification des classes granulaires. ..... 57
Tableau 2.3: propriétés physiques et mécaniques de la fibre de chanvre. ..... 58
Tableau 2.4: échantillonnage du CBPo pour l'étude de la mise en forme. ..... 61
Tableau 2.5: échantillonnage utilisé pour l'essai de flexion des échantillons CBPo. ..... 66
Tableau 2.6: échantillonnage utilisé pour l'essai de traction des échantillons CBPo. ..... 68
Tableau 2.7: échantillonnage utilisé pour les éprouvettes de CBPo en compression. ..... 72
Tableau 2.8: échantillonnage utilisé pour la mesure des propriétés thermo-physiques. ..... 73
Tableau 2.9: validation du dispositif de mesure thermo-physique. ..... 75
Tableau 2.10: échantillonnage utilisé pour évaluer la durabilité des CBPo. ..... 75
Tableau 2.11: dimensions des rachis utilisés. ..... 79
Tableau 2.12: propriétés des matériaux de base utilisés pour la fabrication des échantillons d'étude expérimentale du matériau sandwich élaboré. ..... 94
Tableau 2.13: plan d'échantillonnage général utilisé pour l'étude du matériau sandwich élaboré. ..... 97
Tableau 2.14: caractéristiques des échantillons utilisés pour l'essai de cohésion interne. ..... 101
Tableau 2.15: propriétés des constituants des différents modèles de panneaux, utilisées pour la simulation numérique. ..... 108
Tableau 2.16: propriétés des constituants utilisées pour l'analyse comparative des différents modèles développés. ..... 112

Tableau 3.1: masse volumique particulaire des échantillons CBPo. ..... 118
Tableau 3.2: masse volumique apparente et porosité des échantillons CBPo. ..... 121
Tableau 3.3: taux d'absorption et de gonflement des échantillons CBPo. ..... 122
Tableau 3.4: résultats du test T de Student. ..... 122
Tableau 3.5: résultats de l'ANOVA ..... 122
Tableau 3.6: coefficient de Poisson des différentes catégories d'échantillons CBPo soumis à divers facteurs d'influence (eau, séchage, fibres incorporées). ..... 136
Tableau 3.7: propriétés des CBPo en compression suivant l'essence et la teneur en sciure de bois. ..... 138
Tableau 3.8: résultats de l'essai fongique sur les CBPo. ..... 144
Tableau 3.9: résultats de l'essai de durabilité naturelle vis-à-vis des termites. ..... 146
Tableau 3.10: propriétés des CBPl (composites bois – PEBD). ..... 149
Tableau 3.11: Propriétés comparées des CBPo et CBPl à celles d'autres matériaux similaires. ..... 150
Tableau 3.12: propriétés physiques de la PIRR. ..... 154
Tableau 3.13: propriétés de la PIRR en flexion (valeurs à 12 % d'humidité). ..... 156
Tableau 3.14: propriétés de la PIRR en compression (valeurs à 12 % d'humidité). ..... 158
Tableau 3.15: propriétés thermo-physiques de la PIRR. ..... 159
Tableau 3.16: valeurs moyennes des propriétés élastiques et de rupture des panneaux tri-couches et sandwichs en flexion. ..... 166

Tableau 3.17: module d'Young et contrainte maximum des échantillons tri-couches et sandwichs en compression. ..... 174
Tableau 3.18: contrainte de rupture des panneaux en traction faciale. ..... 176
Tableau 3.19: conductivité thermique des panneaux sandwichs. ..... 177
Tableau 3.20: comparaison des résultats du modèle avec les résultats expérimentaux de la rigidité des panneaux. ..... 182
Tableau 3.21: valeurs expérimentales et numériques de pente de zone linéaire des courbes force-flèche des panneaux en flexion 3 et 4 points. ..... 184
Tableau 3.22: valeurs expérimentales et numériques de force de rupture des panneaux en flexion 4 points. ..... 184
Tableau 3.23: valeurs de conductivité thermique des panneaux, données par les modèles M1 et M2 et des mesures expérimentales. ..... 189
Tableau 3.24: valeurs comparées des propriétés mécaniques spécifiques des sandwichs, tri-couches. ..... 195
Tableau 3.25: valeurs comparées des propriétés mécaniques spécifiques des sandwichs CBPo et CBPl. ..... 196
Tableau 3.26: comparaison des propriétés mécaniques du matériau sandwich étudié avec celles de matériaux homologues. ..... 199
Tableau 3.27: comparaison de la conductivité thermique du matériau sandwich étudié avec celle de matériaux homologues. ..... 201

**Liste des photos** Pages

Photo 1.1: micrographie MEB de particules de PSE ..... 13
Photos 1.2: Usages du rachis de *R. hookeri* dans le sud – Bénin, a) meubles traditionnels, b) meubles semi – modernes, c) chevrons de charpente légère, d) cage avec éléments structuraux réalisés à partir de la partie interne du rachis. ..... 30
Photo 1.3: partie de section transversale (A et F, positions des sections selon la figure 1.2) du rachis de *Raphia matombe* avec des faisceaux de fibres visibles et trois couches différentes : (o) couche extérieure du côté inférieur du rachis, (t) couche de transition et (i) couche intérieure; barre d'échelle 500 µm ..... 31
Photo 1.4: image MEB du faisceau vasculaire de la section transversale de la partie interne; M = métaxylème, Pa = parenchyme, Ph = phloème, Pr = protoxylème, Sc = sclérenchyme; barre d'échelle 100 µm ..... 32
Photos 1.5: examen au MEB de la structure de la fibre de *R. hookeri*, a) face externe, du côté supérieur du rachis et, b) face interne ..... 32
Photo 1.6: sandwich à âme creuse en treillis ..... 36

Photo 2.1: échantillon de PSE a) dans l'état de récupéré, et b) dans l'état nettoyé et fragmenté, prêt à être utilisé. ..... 54
Photo 2.2: sciures du bois de a) Gmelina, b) Teck et c) Afzelia. ..... 57
Photo 2.3: fibres de chanvre. Photo 2.4: fibres (copeaux) de bois d'Afzelia. ..... 58
Photos 2.5: étapes de fabrication du CBPo : a) colle de PSE obtenue après dissolution de PSE fragmenté dans de l'essence, b) mélange de la colle de PSE avec la farine de bois, c) étalement du mélange dans le moule, après exposition à l'air et, d) compactage du composite en moule sur presse mécanique. ..... 59
Photo 2.6: exemples de panneaux (échantillons) de CBPo fabriqués, prêts à être usinés ..... 59
Photo 2.7: déchets de sachets plastiques (sacs en PEBD). ..... 60
Photo 2.8: panneaux CBPl. ..... 60
Photo 2.9: essai de pressage du CBPo : a) montage d'essai de pressage réalisé, b) moule cylindrique utilisé et c) partie femelle du moule. ..... 62
Photo 2.10: balance utilisée. ..... 63
Photo 2.11: pycnomètre à déplacement de gaz (hélium) et dessiccateur utilisés. ..... 64
Photo 2.12: montage d'essai de flexion utilisé. ..... 67
Photos 2.13: éprouvettes rompues après essai de flexion 3 points a) échantillons de CBPo et, b) échantillons de CBPl. ..... 67
Figure 2.3: schéma d'une éprouvette Photo 2.14: montage d'usinage utilisé ..... 68
Photo 2.15: exemples d'éprouvettes de traction : de la gauche vers la droite a) échantillons à base de 40% de sciure de Teck, Gmelina et Afzelia ; b) échantillons à base de sciure de Gmelina et de copeaux d'Afzelia en proportions de 15 %, 8 % et 3 % ; c) échantillons à base de sciure de Gmelina et de fibres de chanvre en proportions de 1 %, 3 % et 5 % ; d) échantillons à base de 30 %, 40 % et 50 % de sciure de Gmelina et de 3 % de fibres de chanvre. ..... 69
Photo 2.16: éprouvettes de traction en étuve pour séchage à 100°C. ..... 70

Photo 2.17: a) éprouvette de traction avec mouchetis (échelle 1 : 9), b) distribution des points sur la surface d'observation avec mouchetis (échelle 8 : 1), c) montage d'essai de traction utilisé. ..... 70
Photo 2.18: mode de rupture obtenu en traction (zones entourées), a) pour les éprouvettes CBPo et, b) pour les éprouvettes CBPl. ..... 71
Photo 2.19: montage d'essai de compression utilisé. ..... 73
Photo 2.20: mesures des propriétés thermo-physiques par la méthode du ruban chaud : a) montage d'essai, b) pour le CBPl et, c) pour les CBPo. ..... 74
Photo 2.21: dispositifs d'essai : boîtes de pétri avec les échantillons et les termites. ..... 77
Photo 2.22: observation microscopique d'échantillons CBPo a) à l'optique et b) au MEB. ... 78
Photo 2.23: Collecte du rachis de *R. hookeri*. ..... 79
Photo 2.25: éprouvettes d'essai BING et flexion. ..... 82
Photo 2.26: dispositif d'essai BING ..... 83
Photo 2.27: montage d'essai de flexion 4points sur la PIRR. ..... 83
Photo 2.28: essai de compression parallèle aux fibres sur une éprouvette de la PIRR. ..... 84
Photo 2.29: montage de mesure des propriétés thermiques de la PIRR. ..... 85
Photos 2.30: mise en œuvre de la 2ème solution ..... 88
Photo 2.31: vue de la structure d'allègement en PIRR ..... 92
Photo 2.32: étapes de fabrication du modèle de panneau sandwich développé . ..... 92
Photo 2.33: prototype du modèle de matériau sandwich réalisé. ..... 93
Photo 2.34: exemples de panneaux tri-couches et sandwichs. ..... 96
Photo 2.35: montage d'essai utilisé en a) flexion 3 points et b) flexion 4 points ; c) rupture brusque de panneau tri-couche en flexion 4 points et d) rupture progressive de panneau sandwich en flexion 4 points. ..... 100
Photos 2.36: essai de cohésion interne sur les sandwichs . ..... 102
Photo 2.37: essai de compression sur une éprouvette de sandwich. ..... 102

Photo 3.1: échantillons cylindriques stabilisés ; on observe les variations de hauteur en fonction de la classe granulaire de sciure. ..... 116
Photo 3.2: vue faciale à l'appareil photographique (appareil utilisé pour l'essai de traction) des échantillons. ..... 142
Photo 3.3: observation au MEB de faciès de rupture d'échantillons en traction. ..... 143
Photo 3.4: échantillons en fin d'essai fongique. ..... 145
Photo 3.5: échantillons témoins (pin) dégradés, à la fin de l'essai de durabilité naturelle vis-à-vis des termites. ..... 146
Photo 3.6: coupe transversale de la PIRR*R,* vue au microscope optique, montrant a) la répartition des vaisseaux et b) la structuration d'un vaisseau. ..... 152
Photos 3.7: modes de rupture des échantillons de PIRR. ..... 156
Photo 3.8: mode de dégradation du sandwich lors d'un essai de flexion ..... 165
Photo 3.9: mode de rupture des sandwichs ..... 176
Photo 3.10: vues microscopiques de section transversale de sandwich montrant ..... 178

# INTRODUCTION GENERALE

## 01. Contexte et justification

Dans les pays en développement (PED), d'importantes quantités de déchets sont générées au cours de la transformation du bois. Le plus souvent, cette production de déchets est due non seulement à l'utilisation d'équipements non adaptés ou trop vétustes mais également à un certain manque de maîtrise des techniques de transformation du bois par les opérateurs de la filière. Ces pertes touchent aussi bien l'industrie du bois (faible rendement) que la production forestière en amont (forte pression anthropique sur les ressources ligneuses). Au Bénin, les déchets de la transformation du bois sont très insuffisamment valorisés. Plus de 4500 tonnes de sciures sont produites chaque année dans le pays (**Chanhoun et al., 2018**). La quasi-totalité est utilisée par les populations locales comme source d'énergie, comme composant d'assainissement dans le secteur avicole, ou bien abandonnée dans des décharges sauvages, contribuant ainsi à la pollution de l'environnement notamment en milieux urbains. Ces déchets ne sont donc pas valorisés dans des conditions économiquement satisfaisantes, dans une perspective de réutilisation par l'industrie du bois ou dans la construction.

Parallèlement, des déchets plastiques sont produits chaque jour et en quantité de plus en plus importante dans le monde. La production mondiale de plastiques a fortement augmenté durant ces dernières décennies et a été multipliée par près de 440 entre 1960 et 2013 (**Devezas et al., 2017**). Près de 370 millions de tonnes ont été produites en 2019 (**Plastics – the Facts, 2016**). Cette très forte croissance pourrait persister dans le futur en raison de nombreuses nouvelles applications des matières plastiques (**Mondal et al., 2019**). Parmi les matières plastiques, les thermoplastiques représentent 75% de la production mondiale (**Plateforme Re-Sources, 2015**) et sont ainsi les plus utilisés. Aussi, le polyéthylène constitue le premier thermoplastique le plus utilisé dans le monde suivi du polypropylène et du polystyrène (**Abdel Mohsen, 2014**). Ces thermoplastiques non biodégradables sont souvent abandonnés après quelques utilisations ce qui génère de fortes quantités de déchets. Parallèlement, la quantité de déchets plastiques faisant objet de récupération ou de recyclage reste faible (**Mondal et al., 2019**) et n'arrive pas encore à impacter sensiblement la tendance croissante des déchets plastiques générés. Au Bénin, plus de 120 000 tonnes de déchets plastiques de différents types ont été produits en 2010 avec une augmentation de plus de 30 % prévue pour l'année 2020 (**UEMOA, 2013**). Plus de 50% de ces déchets sont constitués de films plastiques (polyéthylène basse densité) et de polystyrène expansé d'emballage, provenant essentiellement des activités commerciales d'importation (**CREPA, 2011**).

Dans le contexte mondial actuel marqué par les questions environnementales, de l'économie circulaire et du développement durable, l'élimination de ces déchets représente un enjeu majeur et constitue une question centrale aussi bien pour les pays du nord que ceux du sud. La transformation des déchets en matériaux composites constitue une alternative intéressante. Elle contribue à l'assainissement de l'environnement en même temps qu'elle valorise les déchets par la mise à disposition de nouveaux matériaux dans le domaine de la construction. L'utilisation de ces matériaux pour suppléer le bois dans la construction (**Klyosov, 2007; Wechsler et Hiziroglu, 2007**) contribue à réduire la pression sur les forêts, de même que la

réutilisation des déchets plastiques contribue à économiser une grande quantité d'énergie primaire, notamment du pétrole.

La réutilisation des déchets plastiques pour produire des matériaux de construction a fait l'objet de nombreuses recherches avec d'importants travaux qui ont parfois débouché sur des applications industrielles. Plusieurs technologies sont disponibles (extrusion, injection, thermoformage, etc.) pour la fabrication de différents types de composites (multicouches, composites à renfort fibreux ou particulaires) à partir de matières plastiques en fin de cycle de vie et de produits connexes de l'industrie de transformation du bois. Ces composites sont largement utilisés non seulement pour leur durabilité élevée, leur faible entretien et leur résistance et rigidité acceptables (**Patel et Rawat, 2017**), mais aussi pour la gestion appropriée de leur fin de vie (**Le Duigou et al., 2016**). Cependant, ces procédés sont peu accessibles aux PED. Les technologies étudiées et proposées aujourd'hui ont un coût élevé et sont difficilement utilisables de façon rentable par les opérateurs locaux (**Plateforme Re-Sources, 2015**). Il est donc indispensable de développer d'autres technologies facilement reproductibles et à la portée de ces opérateurs (**UEMOA, 2013**). Aussi, les technologies de transformation des produits connexes de l'industrie du bois et des déchets plastiques à la portée des populations des PED, restent un domaine très peu abordé dans la littérature internationale.

Des itinéraires de valorisation de la sciure de bois et des déchets plastiques, accessibles à des opérateurs locaux et adaptés aux réalités des conditions de transformation dans un contexte sous contraintes (Afrique subsaharienne, et Bénin en particulier), ont été proposés par plusieurs chercheurs (**Agoua et al., 2013 ; Guidigo, 2017 ; Chanhoun et al., 2018**). Ceux-ci ont développé des procédés de type *low-tech* accessibles aux PED et qui mettent en œuvre des liants à base de plastiques d'emballage (polystyrène expansé et polyéthylène basse densité) en fin de vie. Ces procédés ont permis de fabriquer différents types de panneaux de sciures de bois dont des multicouches, pour usages dans le bâtiment. Mais, les propriétés des composites obtenus restent à ce jour très peu connues et les multicouches développés posent des problèmes de performance (faibles propriétés spécifiques), ce qui limite leur utilisation en tant que produits d'ingénierie (*Engineered Wood Products*, EWP).

Dans la présente thèse, un nouveau matériau de type sandwich est développé. Il est élaboré selon un procédé économiquement accessible aux PED, à partir de composites bois – plastiques issus de recyclage et de ressources ligneuses locales. Le matériau sandwich développé est constitué de couches auto-adhésives. Les couches externes ou peaux sont en composites bois – polystyrène (CBPo) avec ou sans fibres végétales, et la couche interne en composite bois polyéthylène (CBPl) allégée et renforcée par incorporation d'élément de Raphia (*Raphia hookeri* G. Mann & H. Wendl.). Cet élément est constitué de la partie interne du rachis de *R. hookeri* (PIRR). Le rachis est la nervure centrale de la feuille du palmier sur laquelle s'insère les folioles. La PIRR représente un constituant. Le matériau sandwich développé est écologique : la composante PIRR est biodégradable et, les autres composantes (CBPo et CBPl) contribuent à l'élimination et sont recyclables des déchets. Ce matériau vient renforcer la gamme des matériaux de construction et présente surtout l'avantage 'être reproductible localement en tant que un produit d'ingénierie.

## 02. Problématique

Le développement de matériaux composites à partir de déchets plastiques et de bois représente une réponse technologique intéressante à de nombreuses questions environnementales auxquelles le monde est confronté depuis plusieurs décennies. Ces questions concernent l'assainissement de l'environnement, la réduction de la consommation d'énergie et la promotion de l'économie circulaire. La transformation de déchets en matériaux est, en effet, une forme de valorisation qui présente entre autres, l'avantage de mettre à disposition de nouveaux matériaux dans le domaine de la construction. La fabrication de panneaux de particules est un exemple de valorisation **(Borsoi et al., 2013 ; Chindaprasirt et al., 2015).** Plusieurs procédés d'élaboration de ces panneaux sont utilisés ; les plus connus dans la littérature sont l'extrusion mono-vis ou bi-vis (**Flores-Hernandez et al., 2013**), l'injection (**Kuo et al., 2009**), le thermoformage (**Poletto et al., 2011a**). Cependant, ces différents procédés restent économiquement peu accessibles aux PED et ne prennent pas toujours en compte leurs réalités. Or, les avantages qu'offrent les composites à base de déchets ne pourront significativement contribuer à relever le défi de protection de l'environnement dans le monde que lorsque les pays du sud disposeront de technologies de fabrication à la portée des opérateurs locaux (**UEMOA, 2013**). Les technologies de transformation appropriées aux réalités des PED restent alors une nécessité pour permettre la pérennisation des actions s'inscrivant dans le cadre du développement durable.

De récentes initiatives nées de certains chercheurs au Bénin (**Agoua et al., 2013 ; Guidigo, 2017 ; Chanhoun et al., 2018**) ont abouti au développement de techniques de transformation inspirées des réalités locales. Ces techniques permettent de produire deux types de composites bois-plastiques : un composite bois-polystyrène (CBPo) et un composite bois-polyéthylène (CBPl). Les technologies utilisées mettent en œuvre la sciure de bois et des liants élaborés avec des déchets d'emballage plastiques recyclés (polystyrène expansé et polyéthylène basse densité).

Les matériaux eux-mêmes ne nous affectent pas, c'est la façon dont nous les utilisons qui peut porter préjudice. La décision d'utiliser un matériau à la place d'un autre devrait être alors dictée par la recherche de performance plus élevée, de prix réduit ou d'impact environnemental moins important. La recherche de performances plus accrues a conduit les chercheurs à penser à une possibilité d'association des composites mono-couches (CBPl, CBPo) pour en constituer des multi-couches, en particulier des tri-couches. Deux variantes de tri-couches ont été explorées: variante CBPo – CBPl – CBPo et variante CBPl – CBPo – CBPl. Mais, à ce jour, les connaissances sur les propriétés technologiques de ces tri-couches sont très limitées. Cependant, ces tri-couches étant formés de composites à base de particules de bois, il est envisageable que leurs propriétés soient faibles. Comparées aux fibres, les particules sont connues pour les faibles valeurs de résistance qu'elles apportent aux composites (**Mirmehdi, 2014**).

Dans le but d'aboutir à des matériaux aux propriétés convenables pour diverses applications dans la construction, l'idée de développer un composite de type sandwich apparaît intéressante. Un sandwich structurel est une forme spéciale de composites laminés constitués de différents matériaux qui sont liés entre eux de manière à utiliser les propriétés de chaque matériau à l'avantage de la structure entière (norme ASTM). Les matériaux sandwichs sont le plus souvent

utilisés en flexion (**Philippe et al., 1999**). Un matériau de type sandwich structurel offre des avantages de par ses propriétés autant qu'il présente des exigences à satisfaire. Par rapport aux matériaux monolithiques traditionnels, les panneaux de structure sandwich sont plus rigides, plus légers et apportent simultanément, selon les âmes mises en œuvre, de nouvelles caractéristiques comme l'isolation thermique et acoustique, la résistance aux chocs et à la fatigue. Plus légers, leur transport et leur pose en sont ainsi simplifiés. En outre, tout en préservant l'aspect esthétique des matériaux traditionnels, les panneaux sandwichs requièrent moins de matière. Ils présentent également un bilan énergétique avantageux à la fabrication et lors de leur mise en œuvre. Cependant, dans un panneau de structure sandwich, chaque couche joue un rôle défini et doit avoir des propriétés déterminées. Les peaux apportent la résistance au sandwich et doivent avoir de bonnes propriétés en traction et en compression, et des épaisseurs relativement faibles. L'âme plus épaisse apporte au sandwich sa rigidité, doit être légère (faible densité), et doit avoir une bonne résistance au cisaillement. Une bonne adhésion entre les couches, est également nécessaire pour permettre la transmission des efforts de cisaillement longitudinal aux interfaces, lors d'une sollicitation en flexion.
Dans le cas de la tri-couche CBPo – CBPl – CBPo, objet problématique du présent travail, les propriétés des couches sont dans une grande mesure écartées des exigences d'un sandwich structurel. Le matériau de la couche centrale (CBPl) présente une densité élevée (> 0,8), même s'il peut avoir de bonnes propriétés en cisaillement. Cette forte densité n'est pas de nature à favoriser de bonnes propriétés mécaniques spécifiques et thermiques pour le matériau sandwich final. L'incorporation d'inclusions en PIRR dans l'âme du matériau sandwich pourrait permettre de réduire la masse volumique de celle-ci. Mais, les propriétés technologiques de ce matériau (PIRR) ne sont connues que d'un point de vue empirique. Les propriétés du CBPo qui constitue les couches externes de la tri-couche ne sont connues qu'à titre exploratoire ; de plus, elles devraient être relativement faibles (en tant que composite à base de particules) pour constituer les peaux d'une structure sandwiche. Cette situation suscite les questions de recherche suivantes.

## 03. Questions de Recherche

### a. Question de Recherche Principale

Est-il possible de réaliser un matériau qui réponde aux exigences d'une structure sandwich tout en assurant aux PED la possibilité de le reproduire par l'utilisation de déchets plastiques, de ressources écologiques et technologies locales ?

### b. Questions de Recherche Spécifiques

Q_1 : Dans quelles mesures les propriétés des CBP peuvent-elles satisfaire les besoins en performances des couches d'un matériau sandwich ?
Q_2 : Quelles sont les valeurs des propriétés de la PIRR devant constituer les inclusions dans l'âme du matériau sandwich ?
Q_3 : Pour quelles performances les CBP, la PIRR et les moyens locaux de fabrication utilisés permettent-ils d'élaborer le matériau sandwich ?

## 04. Hypothèses de Recherche

### a. Hypothèse Principale

L'utilisation de ressources locales et de techniques appropriées de transformation de déchets plastiques et d'industrie du bois donne un matériau de type sandwich respectueux de l'environnement et reproductible localement.

### b. Hypothèse spécifiques (H0)

H0_1 : l'élaboration des CBP suivant les variables de formulation et de fabrication donne des valeurs de propriétés convenables pour une utilisation dans les couches du matériau sandwich.
H0_2 : la PIRR a des propriétés capables d'améliorer celles du matériau sandwich.
H0_3 : les propriétés du matériau sandwich élaboré conviennent pour des applications dans le bâtiment.

## 05. Objectifs

### a. Objectif principal

L'objectif principal de la présente thèse est de développer un éco-matériau de type sandwich à base de ressources locales, de déchets de bois et plastiques de recyclage, et à l'aide de technologies localement accessibles.

### b. Objectifs spécifiques (OS)

OS_1 : étudier expérimentalement les propriétés des composites CBPo et CBPl ;
OS_2 : évaluer expérimentalement les propriétés de la PIRR ;
OS_3 : élaborer un nouveau modèle de matériau sandwich en utilisant les CBPo, CBPl et PIRR et un procédé de type *low-tech* puis évaluer ses performances.

## 06. Résultats attendus

A la fin de cette thèse,

R_1 : les propriétés des CBPo sont connues, avec des variantes du composite utilisables comme constituants des peaux du matériau sandwich ;
R_2 : les propriétés des CBPl sont connues;
R_3 : les propriétés de la PIRR sont connues;
R_4 : un nouveau modèle de matériau sandwich est élaboré et ses propriétés sont connues ;
R_5 : des modèles prédictifs des principales propriétés mécanique et thermo-physique du matériau sandwich sont établis ;
R_6 : les performances du matériau sandwich sont connues.

## 07. Plan du travail

L'étude réalisée dans le cadre de la mise au point de notre matériau sandwich est menée successivement sur les matériaux constituant les couches à savoir les composites - plastiques CBPo et CBPl, la PIRR et le matériau sandwich lui-même.

En ce qui concerne les composites bois – plastiques (CBPo et CBPl) qui constituent les couches, on remarquera dans la suite du document que le CBPo (matériau des peaux) a fait l'objet de davantage de travail que son homologue CBPl à base de polyéthylène. Les raisons en sont que les propriétés du CBPo sont très peu connues, comme cela a été dit précédemment, et qu'il doit jouer un rôle de premier plan en servant de matériau pour constituer les peaux. Les peaux reçoivent de fortes sollicitations de traction et de compression pendant un épisode de flexion du matériau sandwich et servent de couches de protection pour l'âme du sandwich. Les propriétés étudiées sur ce composite (CBPo) sont les propriétés physiques, mécaniques, et thermo-physiques. En raison du rôle de protection que jouent les couches externes (peaux) dans le matériau sandwich, le CBPo qui les constitue va être également étudié d'un point de vue biologique ; sa résistance aux termites et aux espèces fongiques, sera évaluée. Les propriétés de mise en forme, relatives au comportement du CBPo lors de son élaboration (pendant et après moulage), sont également étudiées ; la connaissance de ces propriétés permet de contrôler de façon appropriée l'état (consistance et dimensions géométriques) du composite après le moulage.

Contrairement au CBPo, le CBPl a déjà fait l'objet d'études conséquentes (**Guidigo, 2017 ; Chanhoun et al., 2018**) et il est utilisé comme liant dans le sandwich. L'évaluation des propriétés de ce matériau (CBPl) est, dans le présent travail, limitée aux seules propriétés physiques, mécaniques et thermo-physiques.

Pour le troisième matériau de base, la PIRR, l'étude réalisée porte également sur les propriétés anatomiques, physiques, mécaniques et thermo-physiques.

Quant au matériau sandwich lui-même, après l'avoir conçu et fabriqué à partir des CBPo, CBPl et de la PIRR, et au moyen de technologie locale, ses propriétés sont évaluées.

Dans un premier temps, l'approche expérimentale est utilisée pour déterminer les propriétés physiques, mécaniques et thermo-physiques. Les propriétés physiques prises en compte sont la masse volumique, les taux d'absorption d'eau et de gonflement en épaisseur. Les propriétés mécaniques considérées sont les propriétés élastiques et de rupture en flexion, compression et en cohésion interne (traction faciale). La conductivité thermique est la propriété thermo-physique étudiée. L'étude vise particulièrement à analyser l'influence des propriétés des constituants sur celles du matériau sandwich. Les propriétés des constituants pris en compte sont les propriétés géométriques (dimensions), mécaniques et thermiques. Pour cela, un échantillonnage basé sur un plan expérimental est réalisé.

Dans un second temps, les principales propriétés mécaniques et thermo-physiques, en particulier les propriétés en flexion et la conductivité thermique, sont modélisées puis simulées. Les modélisations sont faites en vue d'approfondir l'analyse du comportement des propriétés vis-à-vis des variables de formulation du matériau sandwich. En flexion, les grandeurs étudiées sont la rigidité, les contraintes et les déplacements correspondant à la charge de rupture de la peau inférieure. La rigidité est modélisée analytiquement tandis que les contraintes et déplacements sont analysés d'un point de vue numérique. En ce qui concerne la conductivité

thermique, elle va être essentiellement étudiée d'un point de vue analytique et dans la direction du flux, c'est-à-dire la direction normale au panneau.
Enfin, les performances du matériau sandwich sont évaluées par comparaison des propriétés de différentes variantes de celui-ci avec celles des matériaux constituants puis, avec celles d'autres matériaux sandwichs.
Pour rendre compte de ce travail, nous avons structuré le présent document en trois chapitres.
Le ***premier chapitre*** présentera une revue de la littérature sur les différents matériaux utilisés dans le cadre de ce travail ; il traite successivement des composites bois – plastiques, du matériau constituant la partie interne du rachis de *R. hookeri* (PIRR) et des matériaux sandwichs. La revue de la littérature sur composites bois – plastiques (CBP) clarifie certains concepts liés à cette catégorie de matériaux. Elle présente successivement les constituants et procédés de fabrication de cette catégorie de composites, l'influence des principaux facteurs sur leurs propriétés technologiques et une analyse bibliographique des travaux sur les CBP à base de PSE et PEBD. Enfin elle présente sommairement les propriétés thermo-physiques des matériaux et les méthodes expérimentales pour caractériser ceux-ci. La revue de la littérature sur la PIRR présente l'espèce R. hookeri et fait le point des connaissances sur les propriétés morphologiques, anatomiques et technologiques du rachis de Raphia. La revue de la littérature sur les matériaux sandwichs rapporte les connaissances générales et les travaux existants sur les matériaux de structure sandwich, particulièrement les sandwichs de constituants naturels ou bio-sourcés, les méthodes d'allègement de l'âme et l'influence des inclusions dans les matériaux sandwichs. Elle présente également les méthodes d'étude des poutres sandwiches en flexion et les modèles classiques d'homogénéisation de la conductivité thermique de ce type de matériau.
Le ***deuxième chapitre*** est consacré aux matériaux, matériel et méthodes utilisés dans l'ensemble du travail de la thèse. Il présente les différents matériaux de base utilisés pour élaborer les échantillons des matériaux étudiés que constituent les composites CBPo et CBPl, le matériau végétal PIRR et le matériau sandwich objet de la thèse. Le chapitre décrit également les essais réalisés sur chaque matériau. Il s'agit des essais de mise en forme, des essais physiques (masse volumique, porosité, absorption, gonflement, retrait), mécaniques (traction, compression, flexion, BING), thermo-physiques (conductivité et effusivité thermiques) et biologiques (durabilité naturelle vis-à-vis des champignons et termites). Il décrit la démarche utilisée pour concevoir et fabriquer le matériau sandwich. Le chapitre rend également compte des modèles analytiques et numériques développés pour prédire les principales propriétés mécaniques et thermo-physiques du matériau sandwich élaboré.
Le ***troisième chapitre*** rend compte des résultats obtenus et la discussion. Il rend compte successivement des propriétés des CBPo, CBPl, PIRR et du matériau sandwich, suite aux études menées. Les résultats de la simulation des modèles proposés sont présentés. Ce chapitre présente également dans sa dernière partie, une analyse comparative des propriétés du matériau sandwich avec celles de ses constituants CBPo et CBPl d'une part, et avec celles de matériaux sandwichs homologues d'autre part pour en évaluer les performances.

# CHAPITRE 1 : Revue de la Littérature

# Introduction

Ce premier chapitre présentera une revue de la littérature sur les trois types de matériaux étudiés dans la présente thèse à travers trois rubriques. La 1ère rubrique portera sur les composites bois – plastiques (CBP). Elle clarifiera d'abord certains concepts liés à cette catégorie de matériaux et présentera les constituants et les procédés de fabrication. Ensuite, elle fera le point sur l'influence des principaux facteurs sur les propriétés technologiques des CBP et présentera une analyse bibliographique des travaux sur les CBP à base de PSE et PEBD. La revue sur les CBP se terminera par une présentation sommaire des propriétés thermo-physiques des matériaux et des méthodes expérimentales pour les caractériser.
La 2ème rubrique portera sur le matériau végétal, c'est-à-dire la partie interne du rachis de *Raphia hookeri*. Dans un premier temps, elle présentera une description de l'espèce, son aire de répartition et ses usages. Dans un second temps, elle fera le point des connaissances sur les propriétés morphologiques, anatomiques et technologiques du rachis de Raphia.
Dans la 3ème rubrique, la revue de la littérature sera articulée autour des matériaux sandwichs. Elle traitera dans un premier temps des connaissances générales sur les matériaux de structure sandwich. Ensuite, elle rendra compte des travaux existants et qui portent sur ce type de matériau, en particulier les sandwichs de constituants naturels ou bio-sourcés. La revue rapportera également différentes méthodes d'allègement des matériaux et l'influence des inclusions dans les matériaux sandwichs. Cette revue va aussi présenter les méthodes d'étude des poutres sandwiches en flexion et les modèles mathématiques classiques d'homogénéisation de la conductivité thermique de ce type de matériau.

## 1.1. Revue de la littérature sur les composites bois plastiques

### 1.1.1. Définition de quelques concepts : matériau polymère, éco-matériau, matériau composite bois-plastique

#### 1.1.1.1. Matériau polymère

Un matériau polymère est un matériau constitué principalement de longues chaînes répétitives de molécules (macromolécules) formées en joignant par covalence une ou plusieurs unités individuelles appelées monomères (ou motifs monomères) ; ces longues chaînes sont reliées entre elles par des forces de Van der Waals.
La polymérisation est la réaction chimique ou le procédé par lequel de petites molécules réagissent entre elles pour former des composés de masse moléculaire plus élevée, appelés polymères ou macromolécules. Les molécules initiales peuvent être des monomères ou des polymères. Les noyaux des monomères sont le plus souvent constitués d'un atome de carbone (molécules organiques) ou d'un atome de silicium (molécules siliconés). Un homopolymère est un polymère qui comporte des motifs monomères tous identiques. Un copolymère est un polymère qui comporte des motifs monomères de deux ou plus sortes différentes.
Les polymères peuvent être d'origine naturelle (animale ou végétale) ou d'origine synthétique. Les polymères naturels (ou bio-polymères) sont par exemple, les fibres végétales (bois, chanvre, etc), les polysaccharides, le glycogène, et les polymères synthétiques, sont les polyéthylènes, les polystyrènes, le PVC, le PTFE, les polyesters, les polycarbonates.

Les polymères existent sous plusieurs formes (massifs, expansés, fibres, textiles, feutres, liants) et peuvent être classés en trois grands groupes : les thermoplastiques, les thermodurcissables et les élastomères. Les thermodurcissables (ex. : époxydes, verre), une fois mis en forme ne peuvent être remodelés sous l'effet de la température. Les thermoplastiques se ramollissent sous l'effet de la température et leur mise en forme est réversible. Les élastomères peuvent être étirés et reprendre leur taille initiale à l'arrêt de la traction.

#### 1.1.1.2. Eco-matériau

Le terme éco-matériaux est défini dans une publication de **Halada (1992) cité dans Halada (2003)** et cette notion prend tout son sens dans le contexte de développement durable et d'éco-conception (intégration de l'environnement dès la phase de conception des produits) (**Bretagne, 2009**). En général, il s'agit de matériaux encore appelés matériaux écologiques ou matériaux sains qui sont des matériaux de construction répondant aux critères environnementaux ou socio-environnementaux, tout au long de leur cycle de vie ; ils sont recyclables (**Réseau ECO HABITAT**). Une classification des éco-matériaux a été proposée par **Halada et al.** (**2003**):

- Les matériaux contenant une faible quantité de substances dangereuses ; il s'agit par exemple de matériaux sans plomb, sans gaz halogènes (retardateur de feu, substitut du PVC...), sans mercure, de matériaux semi-conducteurs moins dangereux pour l'environnement...
- Les matériaux avec un meilleur profil environnemental ; cette catégorie inclut :
  - des matériaux obtenus à partir de ressources renouvelables : matériaux à base de plantes, de bois, bio-plastiques (bio-polymères), etc.
  - des matériaux issus de déchets : ciments obtenus à partir de déchets municipaux ou de cendres (résidus de combustion), bétons légers contenant des granulats de caoutchouc (granulation de pneus usagés) bétons légers contenant des granulats de plastique (broyats de PET et PEHD obtenus mécaniquement à partir de bouteilles plastiques, etc.
  - des matériaux issus de procédés de fabrication ayant moins d'impacts sur l'environnement...
- Les matériaux avec un potentiel de recyclage plus important. On peut citer les aciers recyclables, des matériaux composites recyclables (composites décomposables, composites de la même famille de matériaux), des aciers avec peu d'impuretés...
- Les matériaux présentant un rendement supérieur par rapport aux ressources utilisées. Ici, les produits d'origine végétale sont très présents ; il s'agit de valoriser des agro-ressources non alimentaires comme les déchets agricoles et agro-alimentaires.

Les bioplastiques font référence aux matériaux polymères composés, en tout ou en partie, de molécules issues de ressources renouvelables (matières végétales, coproduits, dioxyde de carbone).

#### 1.1.1.3. Matériau composite bois-plastique

Un matériau composite est un matériau formé de plusieurs composants élémentaires dont l'association confère à l'ensemble des propriétés qu'aucun des composants pris séparément ne possède (Dictionnaire **Larousse, 2017**). Les composites bois-plastiques (CBP) constituent une classe de matériaux composites formés principalement de deux phases distinctes, l'une est une

matrice polymérique et l'autre est du bois (**Arnandha et al., 2017**). La composante bois est généralement sous forme de farine, celle-ci étant constitué de bois en particules provenant de divers copeaux, sciures de bois et autres déchets de bois propres issus des scieries et des résidus d'autres industries de transformation du bois (**Matuana et Stark, 2015**). Des additifs qui sont parfois ajoutés pour faciliter le traitement et affecter diverses propriétés du produit final ; ils constituent une proportion relativement faible du composite total (**Adhikary, et al. 2008 ; Zierdt et al., 2015 ; Cosnita et al., 2017**). La matrice qui est soit un polymère thermodurcissable, soit plus communément un thermoplastique, maintient les différents composants ensemble ; elle les lie et assure le transfert de charge entre eux (**Haque, 1997**).

### 1.1.2. Constituants des CBP

#### 1.1.2.1. La matrice

##### 1.1.2.1.1. Les différentes classes de matrice

La matrice dans les CBP est en général constituée de polymères, soit naturels comme l'acide polylactique, l'acétate d'amidon (**Lampinen, 2009**), soit synthétiques. A l'heure actuelle, les polymères synthétiques sont les plus utilisés pour les CBP. Ils comprennent les thermodurcissables et les thermoplastiques.

Les thermodurcissables sont des polymères réticulés (époxy, polyuréthanne, colles phénoliques) et représentent la grande majorité des résines adhésives. Les colles, ou polymères thermodurcissables, sont largement utilisées pour le collage du bois ou dans les composites à base de bois (**Pizzi, 1983**), en particulier ceux à base de fibres cellulosiques (**Gillespie, 1984**). Ces résines servent à lier les fibres entre elles dans les panneaux reconstitués afin d'assurer la cohésion de l'ensemble. L'essentiel des colles employées sont l'urée formaldéhyde (**Dunky, 1998**), les résines phénoliques (phénol formaldéhyde) et les colles isocyanates (**Zhuang et Steiner, 1993 ; Rosthauser et al., 1997**).

Les thermoplastiques, contrairement aux thermodurcissables, ont la capacité d'être moulés ou mis en forme une fois leur température suffisamment élevée (PP, PE, PVC, etc). Ce sont des dérivés de monomères linéaires ou légèrement ramifiés qui forment le motif de base d'une chaîne où ils sont maintes fois répétés. Sous l'action de la chaleur, les thermoplastiques se ramollissent, conduisant à l'apparition de mouvements à longue portée dans les chaînes moléculaires. Les thermoplastiques peuvent être solidifiés par refroidissement en prenant la forme souhaitée. Ce processus de ramollissement par excitation thermique et de durcissement par refroidissement peut être répété indéfiniment car, contrairement aux résines thermodurcissables, quasiment aucune modification chimique ne vient altérer les thermoplastiques (**Matuana et Stark, 2015**) Cette aptitude confère aux déchets thermoplastiques des propriétés de recyclage très intéressantes. Les principales familles de thermoplastiques sont les polyoléfines (les polyéthylènes (PE), les polypropylènes (PP)), les plastiques à base de polychlorure de vinyle (PVC), les acryliques et les polystyrènes (PS). Les PE sont des polymères synthétiques qui comprennent le polyéthylène de basse densité (PEBD) et le polyéthylène haute densité (PEHD). Les PS sont également des polymères de synthèse élaborés à partir d'un monomère, le styrène. Trois types de PS sont souvent rencontrés : PS cristal, PS choc et PS expansé. Dans la suite de cette partie, nous porterons particulièrement

notre attention sur les PE et surtout sur les PS, car ils constituent les matrices utilisées dans la présente thèse.

#### 1.1.2.1.2. Les polystyrènes

Trois types de polystyrènes sont couramment rencontrés : le polystyrène standard, le polystyrène choc et le polystyrène expansé.
Le PS standard, encore appelé PS d'usage général ou PS rigide (PSR), est un polymère amorphe, transparent, brillant, rigide, cassant et pouvant être coloré. Il est souvent appelé PS cristal à cause de son aspect transparent. C'est le premier PS obtenu suite à la polymérisation. Toutes les autres formes du PS sont obtenues par modification de celui-ci.
Le PS choc est aussi un polymère amorphe, dont la couleur va de translucide à opaque. Il est constitué de deux phases distinctes : l'une continue ou matrice composée de PS, et l'autre discontinue comprenant des nodules de polybutadiène dispersés dans la matrice. Sa résistance au choc est une conséquence de cette structure à deux phases. Le niveau de résistance est lié à la teneur en polybutadiène (**Heim et al., 2012**). Le PS choc supporte des actions d'impacts plus importantes que les autres formes de PS.
Le polystyrène expansé est utilisé dans notre travail et va être présenté plus explicitement.

#### 1.1.2.1.3. Le polystyrène expansé (PSE)

##### 1.1.2.1.3.1. Fabrication du PSE

Le PSE est obtenu par la polymérisation du styrène ($C_8H_8$) avec un adjuvant de gonflement (souvent avec le pentane, $C_5H_{12}$). L'expansion est obtenue par un procédé physique à vapeur. Dans le PSE, il y a 95% à 98 % de gaz et seulement 5 % à 2 % de polystyrène.
Selon le mode de mise en forme utilisé, il existe deux types de PSE : le PSE extrudé et le PSE moulé. Le PSE extrudé (PSX) est obtenu par le procédé d'extrusion à partir de granulés de PS cristal avec agent(s) de nucléation et d'expansion liquide(s) ou gazeux. (**Wyart, 2008**). Cette méthode permet la fabrication de matériaux constitués de microbulles ; des isolants de plus haute densité sont ainsi obtenus. Le polystyrène expansé moulé (PSE-M) est obtenu à partir d'un PS expansible composé de perles de PS (billes sphériques) de type standard (cristal) contenant un agent d'expansion (un solvant à forte tension de vapeur, p.ex. le pentane) ajouté lors de la polymérisation du PS (**Beghin, 1998**). Ces perles subissent l'expansion par effet thermique (mélange avec de la vapeur d'eau), leur volume peut atteindre 60 fois le volume des perles pré-expansion. Elles sont ensuite stabilisées puis soudées entres elles dans des moules, par un nouveau chauffage à vapeur. La photo 1.1 montre la micrographie des particules de PSE. Elles contiennent des micro-vides dont le grand nombre explique sa faible densité ($20 \pm 5$ kg.m$^{-3}$) et sa faible conductivité thermique (0,04 W.m$^{-1}$K$^{-1}$).

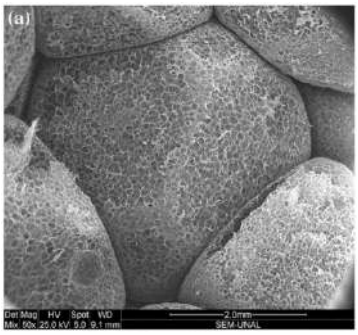



Photo 1.1: micrographie MEB de particules de PSE (**Sarmiento et al., 2016**).

#### 1.1.2.1.3.2. Usages du PSE

Les usages de PS sont multiples et incluent des applications industrielles, de protection et domestiques (**Issamet al., 2009 ; Mbadike et Osadebe, 2012 ; Chaukura et al., 2016**). En raison de ses propriétés mécaniques, sa stabilité chimique, et sa capacité d'isolation thermique, le PS est de plus en plus utilisé (**Gutierrez, 2013**). C'est le 3ème thermoplastique le plus utilisé dans le monde, après le polyéthylène (PE) et le polypropylène (PP) (**Mohsen, 2014**). Il fait partie des polymères les plus répandus dans le monde (**Gil-Jasso et al., 2019**). Le polystyrène expansé (PSE) est largement utilisé dans les matériaux d'isolation pour la protection des marchandises pendant le transport, pour les emballages alimentaires et électroniques, et pour l'isolation des systèmes de climatisation, dans de nombreuses autres applications (**Chauhan et al, 2008**). Alors qu'un volume important de déchets de PSE est généré, sa densité relativement faible ne facilite pas sa réutilisation (**Samper, 2010**). De nombreux travaux ont été réalisés pour permettre son recyclage ou son réemploi.

#### 1.1.2.1.3.3. Recyclage / réemploi du PSE

Le recyclage des déchets de PSE a récemment reçu une attention considérable dans le monde en raison des changements dans les normes réglementaires et des problèmes environnementaux (**Mangalara et Varughese, 2016**). Le recyclage ou le réemploi du PSE a fait l'objet de beaucoup de travaux scientifiques et plusieurs méthodes ont été ainsi développées. On en distingue principalement trois (**Shin et Chase, 2005**) qui visent toutes à minimiser l'impact environnemental généré par l'élimination finale du PSE: (i) le recyclage énergétique, où les déchets sont incinérés (**You et al., 1994)**, (ii) le recyclage mécanique, où le déchet de PS est transformé en matière première secondaire sans changer la structure de base (**Gutiérrez et al., 2013**) et, (iii) le recyclage chimique, où le PS est dissout dans du solvant. L'incinération peut produire des produits chimiques dangereux et le recyclage mécanique est souvent plus coûteux que la production de plastique vierge **(Mangalara et Varughese, 2016**). Pour ces raisons, le recyclage par voie chimique est l'approche la plus pratiquée (**Hamad et al., 2013**). Le recyclage par voie chimique est une méthode de récupération du polystyrène par dissolution de celui-ci dans un solvant organique ; ceci permet de résoudre le problème de faible densité en réalisant une réduction de volume de plusieurs dizaines de fois (**Garcia et al., 2009 ; Cella et al., 2018**). Plusieurs solvants sont utilisés dans la littérature. Une étude bibliographique intéressante a été réalisée par **Zhao et al. (2018)** sur les solvants utilisés pour recycler le PS par

dissolution / reprécipitation. Les auteurs ont rapporté que les solvants couramment utilisés sont: dichloromethane, toluène, xylène, p-xylène, d-Limonène, monoterpènes cycliques, benzène / toluène, méthyle éthyle cétone, huile de thym, huile de camomille, huile d'anis étoilé, huile d'eucalyptus. Des résultats impressionnants sont parfois obtenus des suites de l'utilisation de certains solvants. **Shin et Chase (2005)** ont développé une méthode économique de recyclage de PSE en nanofibres (longues fibres avec diamètres compris entre 10 et 500 nm) de PS dans un solvant naturel, le d-limonène, et à l'aide d'un électrofiltre. **Mangalara et Varughese (2016)** ont développé un procédé ''vert'' pour recycler des déchets de PSE en particules fines à valeur ajoutée. Ils ont dissout ces déchets dans du d-limonène et suivant un processus de diffusion par emulsification, de particules de PS de taille micron / nanométrique ont été récupérées. **(Gil-Jasso et al., 2019)** ont montré que les déchets de PS peuvent être recyclés par dissolution dans des huiles essentielles commerciales suivant un procédé économiquement accessible, durable et respectueuse de l'environnement. Le procédé consiste à dissoudre le polystyrène dans l'huile d'anis étoilé, suivie par l'huile d'eucalyptus et permet de fabriquer des peintures, des adhésifs, etc.

Un autre solvant (hydrocarbure essence) a été également utilisé par plusieurs auteurs **(Agoua et al., 2013 ; Almusawi, 2017 ; Masri et al., 2018**). La dissolution du PSE dans ce solvant donne de la pâte ou de la colle utilisable comme matrice dans la fabrication des matériaux composites bois-plastiques.

D'autres formes de réutilisation des déchets de PS ont été rapportés par **Chaukura et al. (2016**). Dans une revue bibliographique réalisée sur les pratiques actuelles d'élimination des déchets de PS, les auteurs ont signalé qu'en Afrique subsaharienne, les déchets de PS sont utilisés pour lutter contre les maladies comme le paludisme. Les auteurs en ont également rapporté des applications potentielles comme le développement d'échangeurs d'ions pour la remise en état de l'eau contaminée.

#### 1.1.2.2. La composante bois

Le bois est un composite polymère tridimensionnel complexe composé principalement de cellulose, d'hémicellulose et de lignine (**Browning, 1963**). Ces trois polymères hydroxylés sont répartis dans toute la paroi cellulaire. Le bois utilisé dans les CBP se présente en général sous forme de particules (farine) ou charge caractérisée par sa géométrie (forme de particule, taille de particule et distribution de taille), sa surface et sa porosité, ses propriétés physiques, mécaniques, chimiques, thermiques, et autres (**Matuana et Stark, 2015**). Des fibres naturelles sont également utilisées (**Suddell et Evans, 2003 ; Masri et al., 2018**). La présence du bois et / ou des fibres naturelles dans les CBP confère à ces derniers un caractère bio-sourcé. Ces matériaux lignocellulosiques utilisés dans les CBP peuvent provenir de diverses sources. La localisation géographique dicte souvent le choix du matériau **(Clemons, 2010 ; Matuana et Stark, 2015**).

La farine de bois de bonne qualité doit être d'une espèce ou d'un groupe d'espèces spécifique et doit être exempte d'écorce, d'impuretés et d'autres corps étrangers **(Clemons, 2010)**. La farine de bois est souvent ajoutée aux thermoplastiques en tant que charge à faible coût pour modifier les performances mécaniques, en particulier la rigidité des thermoplastiques à basse température de fusion, tels que les polyoléfines, sans augmenter la densité de manière excessive. Le bois est

beaucoup plus rigide que les thermoplastiques de base habituellement utilisés comme matrices (**Quillin, 1993 ; Lee, 2001**).

Les fibres naturelles sont des composites polymères complexes tridimensionnels composés principalement de cellulose, d'hémicellulose, de lignine et de pectines (**Rowell, 1998**). Elles sont hydrophiles et n'ont pas tendance à adhérer facilement à de nombreux matériaux, en particulier les thermoplastiques de base (**Xanthos, 2010**). La structure et la composition chimique des fibres naturelles varient considérablement et dépendent de la source et de nombreuses variables de traitement (**Clemons et Caulfied, 2005**). De nombreuses fibres naturelles aux propriétés variées sont bien renseignées dans la littérature (**Cheung, 2009 ; Jahan, 2012; Mohammed, 2015**)

D'un point de vue morphologique, la différence entre particules et fibres est liée à leur facteur de forme (rapport L/D, avec L et D, longueur et diamètre de la fibre, respectivement). Selon **Xanthos** (**2010**), on parle de fibre continue lorsque le facteur de forme approche l'infini et, de fibre discontinue quand il est fini et supérieur à l'unité; si le facteur est égal à l'unité, on parle de particules ou charges (ou éléments de remplissage). Mais, pour **Matuana et Stark (2015)**, le facteur de forme caractéristique des particules de bois est compris environ entre 3 et 5.

De nombreuses propriétés de bois et des fibres naturelles (taille des particules, facteur de forme, teneur en eau, type d'espèce, etc) influencent les propriétés finales des CBP. Les travaux sur l'influence de ces facteurs sont présentés dans la suite de la présente revue.

#### 1.1.2.3. Les additifs et les modifications de surface de la composante bois

D'autres matériaux additifs peuvent être ajoutés aux principaux constituants pour affecter les performances des **CBP**. Ces additifs peuvent améliorer la liaison entre les composants, le thermoplastique et le bois (par exemple, les agents de couplage), les performances du produit (talc, modificateurs d'impact, stabilisants à la lumière ultraviolette (UV), ignifuges) et la capacité de traitement (lubrifiants). Parmi ces additifs, les agents de couplage et les lubrifiants sont les plus utilisés dans les **CBP** car ils jouent un rôle crucial dans le traitement et les performances des produits (**Poletto et al., 2012 ; Bessa et al., 2017 ; Patel et Rawat, 2017 ; Zierdt et al., 2015 ; Kaboorani, 2017 ; Cosnita et al., 2017**). Les agents de couplage améliorent la dispersion et la liaison entre les renforts en fibres de bois et la matrice plastique (réduction des groupes hydroxyles), ce qui diminue le taux d'absorption d'eau et améliore la durabilité ainsi que les performances de résistance (**Felix et Gatenholm, 1991; Kazayawoko et al., 1999; Matuana et al., 1998 ; Li et Matuana, 2003**). Les agents coupleurs sont souvent utilisés car la surface du bois est largement hydrophile, donc polaire, contrairement à la surface hydrophobe ou non polaire du polymère plastique (**Shah et al., 2005**). Les surfaces en bois et en plastique étant donc chimiquement incompatibles, les agents de couplage fonctionnent comme un pont. L'incompatibilité conduit à des composites ayant des propriétés de résistance (traction, flexion) plus faibles que le polymère non chargé. (**Xanthos, 2010**). Par ailleurs, même lorsqu'un agent de couplage est utilisé, les améliorations de résistance sont limitées par le faible facteur de forme de la farine de bois (**Xanthos, 2010**).

De façon générale, la modification de surface des fibres ou particules de bois par l'introduction de nouveaux groupes fonctionnels, ou la modification de ceux existants, peut être réalisée de plusieurs manières. **Xanthos** (**2010)** en indique plusieurs méthodes dont le traitement

thermique, l'oxydation, le traitement au plasma, le dépôt en phase vapeur, l'échange d'ions ou, comme on vient de le voir, l'application d'additifs qui peuvent réagir ou interagir à la fois avec les deux phases (bois et matrice polymère)**.**

### 1.1.3. Procédés de fabrication des CBP

Dans tout composite à base de thermoplastique, les composants doivent d'abord être mélangés, puis formés pour constituer le produit souhaité. Plusieurs procédés de fabrication existent. Les plus courants consistent à forcer le matériau fondu à travers une filière (extrusion de feuille ou profil) ou dans un moule froid (moulage par injection) ou à presser à froid ou à chaud (thermo-compression) (**Clemons, 2002**).

#### 1.1.3.1. Extrusion

Les composants en bois et en polymère sont dosés et introduits dans l'extrudeuse et mélangés en utilisant des configurations à une ou deux vis. Les vis agissent pour mélanger et faire avancer le matériau. Tout au long du cylindre de l'extrudeuse, le mélange est chauffé par frottement entre le cylindre, la vis et le mélange bois-polymère ainsi que par des zones chauffées le long de la longueur. A l'extrémité de l'extrudeuse se trouve une filière à travers laquelle le matériau est introduit, formant le profil souhaité. Ce procédé est utilisé par beaucoup d'auteurs, l'extrusion mono-vis pour certains **(Borsoi, 2013 ; Arnandha et al., 2016 ; Animpong et al., 2017)** et l'extrusion bi-vis pour d'autres (**Poletto et al., 2012 ; Flores-Hernandez et al., 2013 ; Pulngern et al., 2016 ; Koohestani et al., 2017 ; Kaboorani, 2017**).

#### 1.1.3.2. Moulage par injection

Le moulage par injection est beaucoup moins utilisé pour les CBP que l'extrusion, mais il est utilisé pour fabriquer des formes plus complexes pour une variété de produits (**Schwarzkopf et Burnard, 2016**). Plusieurs chercheurs (**O'Dowd et al., 2006 ; Steckel et al., 2007 ; Zierdt et al., 2015 ; Turku et al., 2016 ; Ansari et al., 2017**) ont utilisé ce procédé. Les premières étapes du procédé de moulage par injection sont similaires à l'extrusion, mais au lieu d'être forcé à travers une filière, le matériau mélangé est injecté dans un moule. Le mélange bois-plastique remplit le moule, est refroidi, puis est éjecté en vue de la préparation de la pièce suivante à former.

#### 1.1.3.3. Moulage par compression et autres procédés de fabrication

Le moulage par compression est un procédé de mise en forme de matériau par utilisation de presse mécanique avec apport de chaleur (thermocompression) ou sans apport de chaleur (moulage par compression à froid). Beaucoup d'auteurs ont utilisé dans leurs travaux la thermocompression (**Wechsler et Hiziroglu, 2007 ; Benthien et al., 2009 ; Chaharmahali et al., 2010 ; Ayrilmis et al., 2011 ; Cosnita et al., 2017 ; Bessa et al., 2017 ; Gomes et al., 2018)**. Le moulage par compression à froid a également été utilisé par de nombreux auteurs (**Agoua et al., 2013 ; Masri et al., 2018 ; Chanhoun et al., 2018 ; Patel et Rawat,**

**2017**)**.** L'avantage de ces procédés est que le niveau de pression requis est relativement faible, comparé aux procédés d'extrusion et de moulage par injection **(Ayrilmis et al., 2015)**.
**Guidigo *et al.* (2017)** ont étudié les propriétés d'un CBP à matrice PEBD par une méthode dite ''artisanale'' suivant le procédé de moulage simple. Ils ont observé que ce procédé est délicat car le mélange du composite se fait manuellement et requiert l'habileté de l'opérateur. Les auteurs ont observé que les performances mécaniques du composite élaboré par le procédé ''artisanal'' sont réduites par rapport à celles du procédé d'extrusion, mais d'un point de vue économique, le procédé ''artisanal'' reste à la portée des pays en développement.
**Le Duigou et al. (2016**) rapportent une technique de fabrication, le ''Fused Deposition Modeling'' (FDM), qui est en réalité une marque commerciale déposée d'un procédé d'extrusion de matériau. Du fait de son potentiel à la réinvention du procédé d'extrusion, le FDM retient de plus en plus l'attention de la communauté scientifique depuis quelques années (**Brooks et Molony, 2016**). **Galantucci et al. (2010)** indiquent que le procédé FDM permet, sans limitation de la complexité de géométrie, une fabrication facile et rapide d'objets de forme complexe, dans divers domaines tels l'automobile, la médecine, la construction.

### 1.1.4. Propriétés des CBP et facteurs d'influence

Les CBP présentent de nombreuses propriétés intéressantes en raison de la nature polymérique de leurs constituants. Les propriétés de chaque polymère sont variables, et par conséquent la matrice n'apporte pas les mêmes performances, qu'il s'agisse des PS, des PE, de PP ou de PVC. La proportion de plastique joue un rôle important au même titre que la proportion de bois, ces quantités étant complémentaires. De façon générale, les propriétés des CBP dépendent principalement des paramètres choisis pour la formulation et la fabrication du matériau ainsi que des conditions hygrothermiques. Parmi les propriétés les plus importantes, figurent les propriétés physiques, mécaniques et de durabilité **(Schwarzkopf et Burnard, 2016**). De la littérature très abondante sur les CBP, nous avons choisi ici de présenter l'effet d'un certain nombre de facteurs d'influence sur les propriétés physiques, mécaniques et de durabilité de ces matériaux. Les principaux facteurs d'influence que nous avons retenus sont ceux que nous avons jugé pertinents pour notre travail ; il s'agit la nature de la charge (taille et distribution des particules, teneur en bois, essences de bois, etc.), la porosité, les paramètres de fabrication, l'humidité et la température.

#### 1.1.4.1. Effet de la taille de la composante bois des CBP

La taille des particules de bois est l'un des facteurs à prendre en compte lors de l'utilisation de la farine de bois comme matériau de remplissage dans les CBP parce qu'elle affecte les propriétés de ces derniers. Son effet sur les propriétés physiques est connu depuis plusieurs décennies et a été rapporté par plusieurs auteurs. Stark et ses collègues (**Stark et Berger, 1997, Stark et Rowlands, 2003**) ont étudié l'effet de la taille des particules de bois sur les propriétés de CBP de polypropylène moulés par injection. Ils ont observé qu'à une charge de 40% (en poids) de bois, la taille des particules n'affectait pas le poids spécifique du composite. **Steckel et al., (2007)** ont étudié l'influence des variables de formulation et de leurs interactions sur les propriétés d'absorption et de transport d'eau dans un CBP à base de PP et de farine de bois fabriqué selon un procédé de moulage par injection. Les auteurs ont observé que les propriétés

d'absorption et de transport d'eau du CBP sont plus élevées lorsque les particules de bois dans ce dernier sont grossières que quand elles sont fines. **Kaboorani et al. (2017)** ont réalisé une étude sur la cinétique de sorption et la diffusion de l'eau dans un CBP à base de PEHD et de sciure de bois d'érable en fonction de la taille des particules de bois. Les auteurs ont remarqué que les composites avec de grosses particules absorbent l'eau très rapidement, ce qui augmente l'humidité du point de saturation et les coefficients de diffusion et de gonflement en épaisseur. La taille des particules de bois a également une influence significative sur certaines propriétés mécaniques des CBP (**Matuana et Stark, 2015)**. Dans leurs travaux, les auteurs (**Stark et Berger, 1997, Stark et Rowlands, 2003**) ont observé que la taille des particules affecte les propriétés mécaniques de CBP à base de PP; les composites avec des particules plus fines avaient une meilleure résistance à la traction et à la flexion, et un meilleur module que les composites avec des particules plus grossières.

Bien que les fibres de bois présentent plusieurs avantages lorsqu'elles sont employées comme charges pour la fabrication de CBP, elles présentent d'inconvénients majeurs notamment leur forte rétention d'humidité, leur photo-dégradation, ainsi que la forte incompatibilité de l'interface bois/polymère (**Clemons, 2002 ; Michaud, 2003 ; Koubaa, 2005)**.

Lorsque des fibres naturelles (bois, laine, chanvre, etc.) sont utilisées comme renfort dans le composite, elles souffrent principalement d'une sensibilité à l'humidité qui dégrade les propriétés mécaniques **(Le Duigou et al., 2016**) et la durabilité globale du matériau biocomposite **(Kabir et al., 2012; Azzwa et al., 2013)**. **Poletto et al. (2012)** a étudié l'effet de la taille et la morphologie des particules, sur les propriétés mécaniques des composites bois-polystyrène recyclé. La micrographie MEB leur a permis de confirmer une meilleure adhérence entre les deux phases, indicatrice d'une amélioration des propriétés mécaniques. Les auteurs ont montré que les fibres courtes fournissent une surface spécifique plus élevée, augmentant la surface de contact avec la matrice polymère. Ils ont observé qu'une charge de farine de bois de plus de 20% en poids entraîne une diminution des propriétés mécaniques et que la surface efficace, qui influence inversement les propriétés mécaniques, dépend de la taille et de la forme des particules.

#### 1.1.4.2. Effet de la teneur en bois de charge/renfort des CBP

La teneur en bois est une variable essentielle qui contrôle les propriétés des CBP. L'influence de cette variable sur les propriétés physiques a été rapportée par plusieurs auteurs. Déjà à l'état de fusion, la viscosité des composites augmente avec le niveau d'addition du bois, car le bois freine le mouvement de la chaîne polymère (**Shah et Matuana, 2004 ; Li et Wolcott, 2005 ; Guo et al., 2008**). L'influence de la teneur en bois sur la masse volumique des CBP est en général gouvernée par la loi des mélanges (**Matuana et Stark, 2015 ; Masri et al. 2018).** En ce qui concerne les propriétés de sorption d'eau, l'influence de la teneur en bois reste considérable. Dans leur étude sur l'influence des variables de formulation sur les propriétés d'absorption et de transport d'eau à l'intérieur d'un composite bois-polypropylène, **Steckel et al. (2007)** ont observé que les propriétés mesurées augmentent avec la concentration en bois. **Kaboorani (2017)** a réalisé une étude sur la cinétique de sorption et la diffusion de l'eau dans un CBP à base de HDPE et de sciure de bois d'érable en fonction de la concentration en bois. Ils ont observé que la résistance du CBP à l'eau dépend de la formulation de ce dernier et que le temps nécessaire pour atteindre le point de saturation varie entre 4 et 84 semaines, écart

important qui réflète le pas de la formulation. **Patel et Rawat (2017)** ont étudié un CBP à base de PSE recyclé et de farine de bois. Ils ont observé que la porosité et l'absorption du composite augmentent avec la proportion de farine de bois.

L'influence de la teneur en bois sur les propriétés mécaniques des CBP semble avoir retenu l'attention de davantage de chercheurs que les propriétés physiques. Dans leur étude sur un CBP à base de PP et de bois de pin, **Berger et Stark (1997)** ont observé que la résistance des CBP diminue généralement lorsque la teneur en bois augmente dans les composites. Ce constat a été également fait par plusieurs autres auteurs (**Kazayawoko et al., 1999 ; Li et Matuana, 2003**). **Matuana et Stark** (**2015**) expliquent que la diminution de la résistance des CBP est le résultat d'une mauvaise adhérence interfaciale, cette dernière étant la conséquence de l'incompatibilité entre la farine de bois hydrophile et les plastiques hydrophobes. En revanche, la rigidité des composites augmente linéairement à mesure que la quantité de bois dans les composites augmente, conformément à la règle de mélange, en raison de la plus grande rigidité de la farine de bois par rapport au plastique (**Berger et Stark, 1997 ; Matuana et Stark, 2015**). L'ajout de la farine de bois dans les matrices en plastique réduit le comportement ductile de la matrice en rendant les composites plus fragiles. **Bessa et al. (2017**) ont étudié l'influence de la teneur de la farine de bois sur les propriétés mécaniques de CBP à base de PP en micro particules. Les auteurs ont observé qu'une augmentation de la teneur en farine de bois améliore le module d'élasticité en flexion (de 1569 MPa à 1739 MPa) et en traction (de 1773 MPa à 2808 MPa). **Gomes et al. (2018)** ont étudié l'effet de la teneur en poudre de noix de cajou (CNSP) sur les propriétés mécaniques du PEHD recyclé avec 5% en poids de polypropylène greffé d'anhydride maléique et 5% en poids de struktol TPW 113, un mélange d'ester d'acide gras modifié complexe. Les résultats montrent que la résistance à la traction des composites diminuait à mesure que la teneur en CNSP augmentait en raison de la mauvaise adhésion à l'interface des phases et des vides formés lors de la vaporisation du liquide résiduel de noix de cajou (CNSL). D'autre part, le module élastique a diminué et l'allongement à la rupture a augmenté, tous deux indiquant un effet plastifiant du CNSL résiduel.

#### 1.1.4.3. Effet de l'essence de bois des CBP

Le type d'essence de bois constitue un autre facteur important à prendre en compte dans les CBP. En général, les farines de bois provenant d'essences de résineux sont généralement préférables à celles de bois dur pour un traitement facile et des propriétés mécaniques accrues (**Matuana, 2015**). **Maldas et al. (1989)** expliquaient cette disparité par la différence morphologique entre les résineux plus souples et les feuillus plus rigides pendant que **Zazyczny et Matuana** (**2005**) trouvent que les compositions chimiques des farines des deux essences de bois en sont plutôt responsables. Différentes essences de bois conduisent également à des CBP aux propriétés thermiques variées, tous autres facteurs étant inchangés par ailleurs. Ceci a été observé par **Agoua et al. (2013)** dans leurs travaux sur l'évaluation de la conductivité thermique de CBP à base de PSE et de trois essences de bois dont *Khaya senegalensis* et *Pterocarpus erinaceus*.

#### 1.1.4.4. Effet de la porosité sur les propriétés des CBP

La porosité à l'intérieur des CBP est principalement constituée des vides à l'intérieur des particules ou fibres de bois, la matrice et à l'interface des phases **(Madsen, 2004 ; Almusawi, 2017).** La porosité dans les composites est un paramètre qui influence leurs propriétés. L'importance de l'évaluation de la porosité dans les CBP et en particulier, ceux moulés par compression a été clairement mis en avant par **Patel et Rawat (2017)**. La porosité a un effet négatif sur les propriétés mécaniques. Elle a tendance à entraîner une réduction de la résistance mécanique des composites en raison de la diminution de la surface effective supportant la charge (**Animpong et al., 2017; Tekmen et al., 2003 ; Caceres et Selling, 1996 ; Molliex et al., 1994 ; Zhang et al., 1998**).

En revanche, la porosité influence positivement la performance thermique des composites (**Madsen, 2004**). A porosité identique, plus celle-ci sera grossière et connectée et meilleure sera l'isolation apportée par le matériau (**Kamseu et al., 2015).** Par ailleurs, les travaux de **Almusawi (2017)** sur les composites à base de PSE ont révélé que la porosité dans les CBP moulés par compression dépend des variables de formulation et des paramètres de fabrication. L'auteur **(Almusawi, 2017)** rapporte que la porosité dans les matériaux varie selon l'essence de bois, le degré d'homogénéité du mélange (celui-ci est fonction de la forme et de la taille du renfort), la pression appliquée pendant la fabrication, et selon les bulles d'air qui restent prisonnières dans la matrice.

#### 1.1.4.5. Effet des paramètres de fabrication sur les propriétés des CBP

Les propriétés des composites sont également influencées par les paramètres de fabrication. Les procédés de fabrication qui retiennent souvent l'attention des chercheurs sont l'extrusion et l'injection. **Crevecoeur et Groeninckx (1993)** ont étudié l'influence de trois paramètres de fabrication sur les propriétés morphologiques et mécaniques d'un composite extrudé, à base d'une matrice formée de polyphénylène - esther et polystyrène. **Taubner et al. (2001)**, ont étudié l'influence des conditions de fabrication pendant l'extrusion, sur la dégradation de poly (L- lactide). **Sallih et al. (2014)** ont réalisé une étude factorielle sur l'influence des paramètres de fabrication et des variables de formulation sur les propriétés d'un composite constitué de fibre de kenaf et de polypropylène extrudé. **Le Duigou et al. (2016**) rapportent même que de plus en plus, des études sont menées sur les composites extrudés pour promouvoir le développement des méthodes d'extrusion.

Les composites moulés par injection ont également fait l'objet de nombreux travaux sur l'influence des paramètres de fabrication. **O'Dowd et al. (2006)** ont réalisé une étude sur l'influence des paramètres de fabrication sur les propriétés mécaniques d'un composite renforcé de fibres et mis en forme suivant le procédé de moulage par injection. **Bledzki et Faruk (2006)**, ont analysé l'effet de la température, pendant la phase de fabrication sur un composite bois-polypropylène moulé par injection micro cellulaire. **Wong et al. (2008)** ont étudié l'effet des paramètres de fabrication sur les propriétés mécaniques de mousse en polyoléfines thermoplastiques, selon le procédé de moulage par injection. Dans la catégorie des composites thermoformés, les travaux de **Almusawi** (**2017**) ont permis de mettre en relief, l'influence des paramètres de fabrication sur les propriétés de ces matériaux.

Les travaux qui concernent l'influence des paramètres de fabrication sur les propriétés mécaniques des composites moulés par compression à froid, en particulier le CBP à base de farine de bois et de colle de PSE recyclé, sont peu nombreux. La nécessité d'une telle étude, a été récemment exprimée par **Masri et al.** (**2018**), à la suite de leurs travaux sur un composite à base de PSE et de fibres de branches de palmier dattier, moulé par compression à froid.

#### 1.1.4.6. Effet de l'humidité sur les propriétés des CBP

L'humidité est un élément crucial qui évolue et intervient tout au long de la vie des CBP à cause de la présence de la phase végétale (particules ou fibres lignocellulosiques).

Pendant la fabrication des CBP, le séchage des charges / renforts est primordial. Avant le mélange avec une matrice polymérique, le pré-séchage des charges (ou renforts) végétales est un facteur important pour se prémunir de l'effet défavorable de l'humidité qui agit comme un agent de séparation au niveau de l'interface des phases (**Almusawi, 2017**). Pour certains auteurs (**Rizvi et al., 2000; Matuana et Mengeloglu, 2002**), un taux d'humidité supérieur à 1% dans la farine de bois provoque la production de microvides de formes irrégulières et inhomogènes qui affectent les performances des produits extrudés. Le séchage de la farine de bois permet d'améliorer la qualité et les performances mécaniques des produits (**Matuana, 2009**).

L'exposition des CBP à une source d'humidité influence leurs propriétés. La phase végétale, contenant de l'hémicellulose qui est de nature hydrophile, est, à l'origine, très sensible aux conditions hygroscopiques. Cette sensibilité joue un rôle important sur l'adhésion, mais aussi sur les caractéristiques physiques et mécaniques des CBP. Dans les CBP, les groupes hydroxyles de la farine de bois sont principalement responsables de l'absorption de l'eau, qui fait gonfler le bois. **Stark et Gardner** (**2008**) expliquent que lorsque les CBP sont exposés à l'humidité, la fibre de bois qui gonfle peut provoquer une déformation locale du plastique, et une fracture des particules de bois due aux contraintes provoquées par le gonflement et, par suite la rupture inter-faciale (**Joseph et al., 1995**). Ces dommages qui se produisent pendant l'exposition à l'humidité dégradent les propriétés mécaniques des composites. **Stark et Gardner** (**2008**) indiquent que les microfissures dans la matrice et les dommages aux particules de bois entraînent une perte de module d'élasticité et de résistance en flexion, et que les dommages inter-faciaux sont principalement responsables d'une perte de résistance du composite. La dégradation des propriétés mécaniques des CBP au contact de l'humidité a été rapportée par **Le Duigou et al. (2016)**. **Kaboorani et al. (2007)** ont constaté que la perte des propriétés mécaniques causée par l'immersion dans l'eau était proportionnelle à la teneur en bois et donc, des teneurs élevées en bois dans la formulation des composites pourraient se traduire par une perte mécanique plus élevée. Après avoir trempé des composites à base de polypropylène contenant 40% de farine de bois dans un bain d'eau pendant 2000 heures, **Stark** (**2001**) a remarqué que l'absorption d'eau était de 9% et que la résistance et le module en flexion ont connu une diminution de 22% et 39%, respectivement.

Cependant, **Caulfield et al.** (**2005**) rapportent que les CBP sont moins sensibles à l'absorption d'eau. Les auteurs précisent que le taux d'absorption et la vitesse d'absorption sont relativement faibles, réduisant ainsi les variations dimensionnelles.

L'humidité influence également la durabilité des CBP. La farine de bois dans les WPC est responsable de sa sensibilité aux attaques fongiques. L'humidité étant le facteur critique, les

variables qui influent sur la sorption de l'humidité, y compris la teneur et la taille de la farine de bois, influencent également la décomposition. L'augmentation de la teneur en farine de bois accroît la pourriture (**Mankowski et Morrell, 2000; Verhey et al., 2001**) ; de même, l'augmentation de la taille des particules de la farine de bois favorise la pourriture (**Verhey et Laks, 2002**). L'augmentation de la teneur et de la taille de la farine de bois diminue l'encapsulation de la farine de bois par la matrice plastique, ce qui augmente la susceptibilité à la pourriture. La lente diffusion de l'eau à travers les WPC entraîne des teneurs en humidité plus élevées à la surface qu'au cœur (**Wang et Morrell, 2004**) et les CBP se dégradent uniquement au niveau de la couche superficielle (**Matuana et Stark, 2015**). En atmosphère ambiante l'humidité du CBP en vrac peut être significativement inférieure au point auquel la décomposition commence (**Stark et Gardner, 2008**). L'acétylation et le traitement au silane des fibres de bois diminuent la sorption d'humidité, ce qui s'est avéré bénéfique pour prévenir la pourriture (**Hill et Abdul Khalil, 2000**). Le borate de zinc, un conservateur, est souvent utilisé pour prévenir la pourriture et peut être très efficace (**Ibach et al., 2003 ; Verhey et al., 2001**).

Quand les fibres naturelles (bois, chanvre, sisal, etc) sont utilisées comme renfort dans les composites, elles absorbent de l'humidité qui dégradent la durabilité des bio-composites. **(Kabir et al., 2012 ; Azwa et al., 2013** ; **Schwarzkopf et Burnard, 2016). Caulfield et al. (2005**) indiquent que la capacité et le taux absorption d'eau relativement faibles des CBP leur confèrent une résistance aux attaques fongiques. **Friedrich et Luible (2016)** ont réalisé une étude bibliographique sur la durabilité des CBP qui leurs ont permis de remarquer que le MOR et le MOE sont d'importants indicateurs du vieillissement des CBP. Selon ces auteurs, les propriétés se dégradent au cours du temps et le MOE diminue plus vite que le MOR. En vue de minimiser l'effet défavorable du vieillissement sur les propriétés, les auteurs **(Friedrich et Luible, 2016**) recommandent d'utiliser du PE en panneau avec des fibres de bois dur fines et en faible teneur.

Il est possible de contrôler la nature hydrophile du bois par traitement chimique au moyen de produits tel que l'hydroxyde de sodium, l'acétylation, la réaction avec l'anhydride acétique, l'acide stéarique, l'anhydride maléique, le méthacrylate de glycidyle, le silane et l'isocyanate (**Rozman, 2003 ; Ashori et al., 2009)**. Mais, il faudrait encore étudier l'influence de ces produits sur les propriétés mécaniques du composite. **Cosnita et al. (2017)** ont examiné l'influence de l'oxyde de calcium (en nanoparticule) sur les propriétés d'un composite caoutchouc-PET-HDPE-bois. Ils ont trouvé qu'une teneur en CaO (potentiel agent de stabilité dimensionnelle, selon les auteurs) ne dépassant pas 1% permettait d'obtenir de bonnes performances mécaniques du composite, pour des températures de cuisson bien déterminées. L'utilisation du CaO en proportion convenable est donc une solution économique et durable (à cause de son coût bas et de sa nature non toxique).

#### 1.1.4.7. Effet de la température sur les propriétés des CBP

La température est un paramètre essentiel qui influence les propriétés des CBP. Le contrôle de temperature pendant la fabrication des CBP est indispensable lorsque le procédé utilisé nécessite un apport de chaleur (extrusion, thermoformage, etc). Quand le bois est chauffé, la production de matières volatiles commence à des températures de traitement supérieures à 200

° C (**Saheb et Jog, 1999 ; Guidigo, 2017**). Le bois commence à se dégrader à 210 ° C à cause des extractibles et de l'hémicellulose. La cellulose ne commence à se dégrader qu'à 270 ° C (**Sears et al., 2001**) et la lignine à 280 ° C (**Saheb et Jog, 1999**). Plusieurs auteurs **(Mamunya et al., 2005 ; Yao et al., 2007 ; Bouafif et al., 2009**) proposent de régler la température de traitement en dessous de 220 ° C pour éviter non seulement la dégradation thermique de la farine de bois mais aussi celle des polymères thermosensibles comme le PLA et le PVC dont la température de traitement est comprise entre 150 et 220 ° C (**Matuana et Diaz, 2013**). En plus du problème de dégradation, le traitement à température élevée (supérieure à 220 ° C) entraîne la production de composés organiques volatils, ce qui peut conduire à des produits en mousse (poreux) avec des propriétés mécaniques inférieures (**Guo et al., 2004**).
L'exposition des CBP à une source de chaleur modifie leurs propriétés. (**Pulngern et al., 2016**) ont étudié l'effet de la temperature sur les propriétés mécaniques d'un CBP extrudé, à base de PVC. Les auteurs ont déterminé les propriétés du CBP à différentes valeurs de température (25 °C, 40 °C, 50 °C, 60 °C, and 70 °C). Les résultats de leurs travaux révèlent que les propriétés mécaniques du composite décroissent significativement quand la température augmente. Ils ont également noté que la résistance mécanique (flexion, traction et compression) est plus sensible aux variations de température que le module, aux grandes déformations qu'aux petites déformations. **Mohaine (2018)** indique que l'augmentation de la température a un effet défavorable sur la conductivité thermique des CBP.

#### 1.1.4.8. Effet du recyclage sur les propriétés des CBP

L'usage de matériaux recyclés dans les composites WPC est un souci croissant. Le caractère écologique de ce type de démarche et l'intérêt économique qu'il suscite ont conduit au développement de recherche sur le sujet. Dans les faits, l'utilisation de matières recyclées est possible et la réutilisation des WPC pour en fabriquer de nouveau est aussi possible. En revanche, la séparation de mélanges hybrides (bois, plastiques, résines adhésives) intimement liés n'est en général pas évoquée et semble assez complexe, à priori.
Les études réalisées sur les CBP constitués de matériaux (PSE) vierges et recyclés ont montré que le processus de recyclage n'engendre pas de baisse significative des propriétés mécaniques, mais il améliore la stabilité thermique des composites (**Borsoi, 2013**). Pour des composites fabriqués par consolidation de matelas fibreux, **Youngquist et al. (1995)** ont même observé de légères améliorations.

### 1.1.5. Analyse des travaux sur les CBP à base de PSE et PEBD

#### 1.1.5.1. Analyse des travaux sur les CBP à base de PSE

Les plastiques recyclés sont utilisés dans la fabrication des CBP depuis les années 90 et leur exploitation a significativement augmenté ces dernières années, aussi bien dans les pays développés que dans les pays en développement **(Najafi, 2013**). De même, de plus en plus de chercheurs s'intéressent à ce type de matériau, en particulier le PS. **Nair et Thomas (2003)** ont évalué l'influence de différents agents de couplage sur l'absorption d'eau et les propriétés mécaniques de composites à base de PS et de fibres de sisal courts. Les auteurs ont découvert que l'ajout d'un agent de couplage favorisait une meilleure stabilité dimensionnelle et une

meilleure résistance à la traction des composites par rapport aux composites sans agents de couplage. **Poletto et al. (2011)** ont étudié l'effet de la farine de bois sur les propriétés mécaniques de composites bois-PSE recyclé, fabriqué selon le processus de moulage par injection. Ils ont observé qu'une teneur en bois de plus de 20% entraîne une diminution des propriétés mécaniques et que la surface efficace qui influence inversement les propriétés mécaniques, dépend de la taille et de la forme des particules. **Borsoi (2013)** ont évalué les propriétés mécaniques, thermiques, rhéologiques et morphologiques des matrices vierges et recyclées et de leurs composites avec 20% en poids de fibre de curaua. Les auteurs ont trouvé que le processus de recyclage de l'EPS n'a pas eu d'influence majeure sur les propriétés mécaniques mais en plus, améliore la stabilité thermique. Ils ont également observé que l'ajout de fibre de curaua entraîne des augmentations de la résistance et du module d'élasticité à la traction, de la stabilité thermique et de la viscosité à l'état fondu des composites. **Flores-Hernandez et al. (2014)** ont étudié l'effet de la taille des particules et de la teneur en farine de bois sur les propriétés d'un CBP extrudé, à base de PSE et de farine de bois de chêne blanc. Les auteurs ont constaté que l'absorption d'eau augmente avec la quantité de particules de bois dans le composite. Ils ont également remarqué que la contrainte de traction diminuait avec l'augmentation de la teneur en farine de bois et que le module d'élasticité en flexion diminuait aussi avec quand la taille des particules de bois augmente. **Agoua et al. (2013)** ont déterminé par la méthode du plan chaud, la conductivité thermique d'un composite bois / polystyrène. Le composite était élaboré à partir de déchets (particules) de bois mélangés à de la colle de PSE d'emballage recyclé fondu dans de l'hydrocarbure (essence) et moulé par compression à froid. Les auteurs ont trouvé que la caractéristique varie selon la teneur, la taille des particules de la farine et l'espèce de bois, et est comprise entre 0,196 et 0,274 $w.m^{-1}.°C^{-1}$. **Masri et al. (2018)** ont utilisé le même procédé de fabrication de la matrice mais en modifiant la formulation (rapport masse_solvant / masse_polystyrène = 3) et en ajoutant des fibres de palmier dattier pour fabriquer un composite bois polystyrène dont ils ont étudié la conductivité thermique et le comportement en flexion. Les travaux de ces derniers auteurs, ont mis en relief l'influence de la proportion de matrice sur les propriétés mécaniques et physiques du composite.

#### 1.1.5.2. Analyse des travaux sur les CBP à base de PEBD

Les propriétés des CBP dépendent de celles de leurs constituants (matrice et charges/renforts). Comme les charges, les matrices n'apportent pas la même résistance. Parmi les matrices qui sont souvent des thermoplastiques, les polyoléfines (PEBD, PEHD, PP) sont les plus utilisées. Elles sont utilisées comme matériaux d'emballage et sont souvent jetées après une seule utilisation, ce qui entraîne une grande quantité de déchets de polymères (**Ashori, 2009).** L'utilisation des PEHD et PP comme matrice dans les CBP a fait l'objet de nombreux travaux scientifiques. De même, depuis plusieurs décennies, de nombreux auteurs se sont intéressés à l'utilisation du PEBD dans les CBP. **Turku et al. (2017)** ont évalué les propriétés physiques et mécaniques de composites bois-plastique (moulés par injection) fabriqués à partir de polyéthylène (PEBD) recyclé. Les auteurs ont observé qu'après 28 jours, les composites ont un taux d'absorption d'eau compris entre 1 et 30 % et un gonflement en épaisseur entre 1,5 et 8 %. Ils ont constaté que la résistance des composites (flexion 10-19 MPa ; traction 6-13 MPa) est inférieure à celle du PEDB vierge (flexion 19 MPa ; traction 15,5MPa). Les auteurs

expliquent les faibles valeurs de la propriété par l'incompatibilité des phases (bois hydrophile et plastique hydrophobe). Cependant, ils ont remarqué que les fibres de bois améliorent significativement le module d'élasticité des composites (flexion 2-4 GPa ; traction 2-3 GPa) par rapport au PEBD vierge (flexion 1,6 GPa; traction 2,1 GPa). **Animpong et al. (2017)** ont étudié l'influence de l'huile de vidange noire sur les propriétés physiques et mécaniques de panneaux extrudés en composite bois plastique à base de PEBD. Ils ont montré que l'huile de vidange est un bon agent coupleur pour le composite, lorsque les constituants sont utilisés dans des proportions massiques bien déterminées (54% de PEBD, 36% de sciures de 6 espèces de bois de Ghana, de taille 64-500µm et 10% d'huile de vidange).

### 1.1.6. Méthodes expérimentales de caractérisation thermo-physique des matériaux

Le transfert de la chaleur est la transmission d'énergie thermique d'une région à une autre, par suite d'un gradient de température. Il existe trois modes de transfert de chaleur : la conduction, la convection et le rayonnement. Dans les matériaux, le seul mode de transfert thermique qui intervient est la conduction thermique. Plusieurs grandeurs caractérisent thermo-physiquement les matériaux pour ce mode de transfert. Nous présentons succinctement les caractéristiques thermo-physiques qui sont couramment évaluées et une des nombreuses méthodes d'évaluation de ces caractéristiques qui est celle que nous avons utilisée dans le présent travail.

#### 1.1.6.1. Caractéristiques thermo-physiques des matériaux

Les matériaux sont caractérisés par un ensemble de propriétés thermiques qui permettent de les comparer entre eux et de définir leurs applications appropriées. Nous présentons quatre principales caractéristiques dépendant les unes des autres : la conductivité, la diffusivité, l'effusivité et la capacité thermique.

##### 1.1.6.1.1. Conductivité thermique λ

La conductivité thermique est le flux de chaleur traversant un matériau d'un mètre d'épaisseur pour une différence de température d'un degré entre les deux faces. Elle permet de quantifier le pouvoir isolant de chaque matériau. Plus elle est faible, plus le matériau est isolant. Elle s'exprime en $W.m^{-1}.K^{-1}$.

$$\lambda = \frac{dQ}{dtdS}\frac{1}{\left|\overrightarrow{gradT}\right|} \tag{1.1}$$

##### 1.1.6.1.2. Capacité thermique ρc

La capacité thermique représente la capacité du matériau à stocker de la chaleur par unité de volume. Plus la capacité thermique volumique est élevée, plus le matériau pourra stocker une quantité de chaleur importante. Les isolants ont généralement une capacité thermique assez faible. Elle s'exprime en J.m-3.K-1. C'est le produit de la masse volumique ρ ($kg.m^{-3}$) et de la chaleur massique c ($J.kg^{-1}.K^{-1}$).

$$\rho c = \frac{1}{m}\frac{dQ}{dT} \tag{1.2}$$

#### 1.1.6.1.3. Diffusivité thermique D

La diffusivité thermique est la capacité d'un matériau à transmettre une variation de température. Elle représente la vitesse à laquelle la chaleur se propage par conduction dans un corps. Plus la diffusivité thermique est faible, plus le front de chaleur mettra du temps à traverser une épaisseur donnée du matériau et plus long est le temps mis entre le moment où la chaleur parvient à une face d'un mur et le moment où elle atteindra l'autre face. La diffusivité thermique s'exprime en $m^2.s^{-1}$.

$$D = \frac{\lambda}{\rho c} \tag{1.3}$$

#### 1.1.6.1.4. Effusivité thermique E

L'effusivité thermique d'un matériau caractérise sa capacité à échanger (absorber ou restituer) par conduction de l'énergie thermique avec son environnement en fonction du temps. Les matériaux isolants ont une effusivité faible. Les matériaux ayant une grande inertie thermique (capacité à stocker de la chaleur), ont généralement une effusivité élevée. Elle s'exprime en $J.s^{-1/2}.m^{-2}.K^{-1}$.

$$E = (\lambda \rho c)^{1/2} \tag{1.4}$$

### 1.1.6.2. Méthodes expérimentales de mesure des caractéristiques thermo-physiques des matériaux - Méthode du ruban chaud

Les caractéristiques thermo-physiques des matériaux sont évaluées suivant deux catégories de méthodes : les méthodes de mesure en régime permanent (ou stationnaire) et les méthodes de mesure en régime variable (ou transitoire). Les méthodes de mesure en régime permanent comprennent, la méthode des boites (**Boumhaout et al., 2014**), la méthode de la plaque chaude gardée (**Pradhan, 1991**), etc. Les méthodes de mesure en régime variable permettent d'identifier plusieurs caractéristiques à la fois et sont actuellement les plus utilisées. Parmi ces méthodes, on peut citer la méthode du régime régulier développée au laboratoire CTMAE par **Vianou et al. (1991)**, la méthode flash (**Assael et al., 2008**), la méthode du disque chaud (**Log et Gustafsson, 1995**), la méthode du plan chaud (**Bal, 2011**), la méthode du fil chaud (**Zhang et Degiovanni, 1993**) et la méthode du ruban chaud.

#### 1.1.6.2.1. Méthode du ruban chaud : description

La méthode du ruban chaud est une méthode intéressante en termes d'efficacité, de durée d'expérimentation, de simplicité de mise en œuvre et de nombre de paramètres accessibles à partir d'un seul enregistrement (**Djossou, 2014**). De plus, elle est très utilisée dans la caractérisation des isolants classiques (**Bippus et al., 2014 ; Hu et al., 2018**) et des matériaux anisotropes (**Jannot, 2011)**.

La méthode du ruban chaud est une méthode intermédiaire entre la méthode du plan chaud et la méthode du fil chaud (**Krapez, 2007**). Elle utilise une technique qui permet de mesurer la conductivité et l'effusivité thermique d'un matériau en régime transitoire. La méthode existe en deux variantes : symétrique et asymétrique. Pour les besoins de notre travail, nous présentons

uniquement la méthode symétrique. Le principe de la méthode consiste à utiliser un élément chauffant constitué d'une simple résistance électrique plate et rectangulaire (ou ruban), au centre de laquelle est fixé un thermocouple constitué de fils de faible diamètre (< 0,1 mm). Le ruban chauffant est inséré entre deux échantillons de surfaces planes du matériau à caractériser (figure 1.1) puis on lui impose un échelon de flux de chaleur constant. La mesure de la température étant effectuée au centre de la résistance, cela évite d'avoir à prendre en compte les déperditions thermiques par les fils électriques à une extrémité de la résistance.
L'élément chauffant doit avoir une longueur au moins égale à 3 fois sa largeur. Une largeur de 1,2 cm est suffisante pour les matériaux peu diffusifs (plastiques, bois), une largeur de l'ordre de 2,5 cm est nécessaire pour les matériaux plus diffusifs (pierre, gniès, …) (**Djossou, 2014**).
Les dimensions des échantillons sont telles que la perturbation provoquée par l'échelon de flux ($\varphi = 0$si t < 0 et $\varphi = \varphi_0 > 0$ si t > 0) imposé à l'élément chauffant n'atteigne aucune de leurs faces externes pendant la durée de la mesure (hypothèse du milieu semi-infini). La plus petite dimension de l'échantillon doit être supérieure à 1,5 fois la largeur totale (**Djossou, 2014**).
L'évolution de la température de l'élément chauffant est captée par le thermocouple. Aux temps courts où le transfert est unidirectionnel, les mesures permettent d'estimer l'effusivité thermique et aux temps longs où le transfert est bidirectionnel, elles permettent d'estimer la conductivité thermique (**Mohaine, 2018**).
L'étalonnage de la sonde est souvent nécessaire, à partir d'un matériau aux propriétés thermiques connues. La mise en œuvre de la méthode nécessite en outre une alimentation stabilisée et un dispositif d'enregistrement de la tension délivrée aux bornes du thermocouple. Un enregistrement sur 180 secondes après le début du chauffage permet d'obtenir une bonne précision (**Djossou, 2014**).

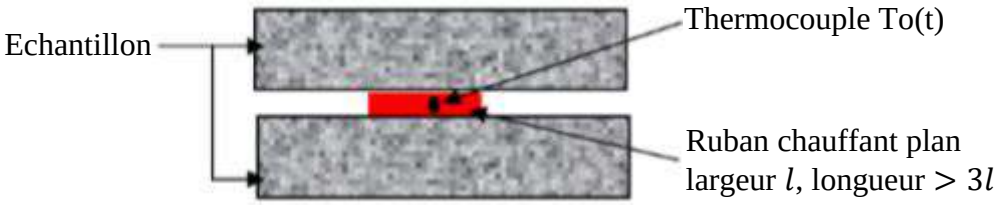



Figure 1.1: schéma de montage de la méthode du ruban chaud, en configuration symétrique **Djossou (2014)**.

#### 1.1.6.2.2. La méthode du ruban chaud : formules d'estimation de l'effusivité et de la conductivité thermique

Les travaux de **Djossou (2014)** ont montré que pendant le temps où le transfert de chaleur au centre du ruban reste unidirectionnel, la température au centre du ruban évolue. La température à une date t est donnée par le modèle :

$$T_s(0,t) - T_s(0,0) = \frac{2\varphi_0}{ES\sqrt{\pi}}\sqrt{t} + \varphi_0\left[R_c - \frac{(mc)_s}{(ES)^2}\right] \qquad (1.5)$$

$T_s(0,t)$ : température à l'instant t, au centre du ruban (K),
$T_s(0,0)$ : température initiale, au centre du ruban (K),
$\varphi_0$ : flux thermique imposé (W),

S : Aire de la surface du ruban ($m^2$),
$R_c$ : Résistance de contact ($m^2.K.W^{-1}$),
m.c : capacité thermique de l'échantillon ($J.K^{-1}$).

Le graphe de la fonction $T_s(t) - T_s(0) = f(\sqrt{t})$ est une droite dont la pente $\alpha$ permet de calculer l'effusivité thermique E de l'échantillon. Cette pente vaut :

$$\alpha = \frac{2\varphi_0}{ES\sqrt{\pi}} \tag{1.6}$$

Toutefois, il faudra s'assurer que l'hypothèse du milieu semi-infini se vérifie sur l'intervalle d'estimation choisi, c'est-à-dire que la perturbation n'atteint pas la face opposée de l'échantillon.
Aux temps longs, le transfert de chaleur au centre du ruban devient bidirectionnel et la température au centre du ruban évolue comme dans le cas de la méthode du fil chaud. La température à une date t est alors donnée par la relation 1.7 :

$$T_s(0,t) - T_s(0,0) = \frac{\varphi_0}{4\pi\lambda L}\ln(t) + \varphi_0\left[R_c - \frac{\ln\left(\frac{r_0}{\sqrt{a}}\right)}{2\pi\lambda L} + \frac{\gamma}{4\pi\lambda L}\right] \tag{1.7}$$

Avec :
$\gamma = 0{,}57721$, la constante d'Euler,
$L$ : Longueur du ruban (m),
$r_0$ : rayon du fil (m).

Comme dans le cas de l'effusivité, le graphe de la fonction $T_s(t) - T_s(0) = f[ln(t)]$ est une droite dont la pente β permet de déterminer la conductivité thermique λ de l'échantillon. La pente est égale à :

$$\beta = \frac{\varphi_0}{4\pi\lambda L} \tag{1.8}$$

L'hypothèse du milieu semi-infini doit également être vérifiée sur l'intervalle d'estimation choisi. Il faut noter que l'inertie de la sonde et la résistance de contact n'influent pas sur la température aux temps longs.

## 1.2. Revue de la littérature sur la Partie Interne du Rachis du *Raphia hookeri* G. Mann & H. Wendl. (PIRR)

### 1.2.1. Description et distribution du *Raphia hookeri* G. Mann & H. Wendl.

*Raphia hookeri* G. Mann & H. Wendl. est une espèce du genre Raphia qui est de la famille des Arecaceae (ex. Palmeae, en français courant : Palmiers). Les palmiers sont des monocotylédones, de la catégorie des Angiospermes caractérisés par le port d'une seule grappe de graines (**Uhl et Dransfield, 1987** ; **Dauda, 2019)**. Les palmiers Raphia sont le plus souvent ramifiés à la base avec des stipes parfois de gros diamètres et longs de 3 à 8 et pouvant atteindre 15 m pour *R. hookeri* (**Akpabio et al., 2001**). Ils portent plusieurs axes et produisent plusieurs

énormes inflorescences retombantes constituées de milliers de fleurs unisexuées. Chaque axe est monocarpique, c'est-à-dire qu'il ne fleurit qu'une fois dans sa vie, puis il meurt (**Obahiagbon, 2009)**. De très grandes feuilles surmontent le stipe, longues de 10 à 20 m et larges de 1 à 3 m avec des folioles de plus de 1 m de long par 10 - 15 cm de large. (**Clément et al., 1993**). Selon **Halle (1977) (cité dans Sandy, 2001)**, les Raphias possèdent sans doute le record mondial de longueur de feuille avec 25 m mesurés au Congo sur un *Raphia regalis.*
Le genre Raphia est originaire d'Afrique avec comme centre d'origine le bassin du Congo-Zaïre et un centre secondaire de spéciation en Afrique de l'Ouest (**Clément et al., 1993**). Dans son aire de répartition essentiellement constituée des zones tropicales et subtropicales dans le monde, le genre Raphia compte une trentaine d'espèces (**Dauda, 2019).** Dans la région ouest africaine, le Raphia pousse dans les marécages et les méandres des cours d'eau **(Obasi, 2019).** Trois espèces du genre Raphia sont connues pour pousser au Bénin : *Raphia hookeri* Mann & Wendl et *Raphia vinifera* P. de Beauvois dans la partie sud, et *Raphia sudanica* A. Chevalier dans le centre et le nord du pays (**Profizi, 1988**). Dans la partie sud du Bénin, les palmiers Raphia sont confinés aux marécages d'eau douce.
Dans les langues africaines, l'espèce *Raphia hookeri* porte une multitude de noms qui varient selon la langue, le dialecte et, même, le village **(Clément et al., 1993)**. Par exemple, dans le village Mèdédjonou au sud Bénin (localité où ont été prélevés les échantillons que nous avons utilisés dans le présent travail), l'espèce porte le nom «badé».

### 1.2.2. Usages du raphia

Le palmier raphia, est une plante multifonctionnelle : du stipe (Raffia hookeri) on extrait du vin (**Faparusi, 1981 ; Akromah, 1994 cité dans Mintah et al., 2011**), des noix on extrait une huile alimentaire et cosmétique, les rachis et les feuilles brutes servent de matériaux de construction, et de l'épiderme des feuilles est extraite la fibre (**Russell, 1965 ; Silou et al., 2000; Lautenschläger et al., 2019)**. Les fibres brutes économiquement intéressantes sont extraites de la face supérieure de rachis des feuilles (**Obasi, 2019**). Ces fibres servent traditionnellement à la confection d'objets (tenues d'apparat, tapis, couvertures, objets d'art), d'objets utilitaires (chapeaux, paniers, balais, etc), cordes, nasses, alors qu'ailleurs (en particulier en Europe) elles sont, entre autres, utilisées comme ligature pour le greffage (**Connelly and Wilson, 2001; Elenga, 2006 ; Obasi, 2019)**. Les fibres de Raphia ont beaucoup d'usages, particulièrement dans le domaine textile et de la construction (**Dauda, 2019).**
Au Bénin, comme les espèces de bois qui sont utilisées dans plusieurs applications (**Adjovi et al., 2017**), le Raphia est utilisé dans plusieurs domaines (alimentation, pharmacoppée, bois énergie, bois de service, artisanat) (**Dossou et al., 2012**). Le rachis de *R. hookeri* est utilisé comme éléments structuraux de meubles traditionnels (photo 1.2-a) ou semi-modernes (photo 1.2-b), et dans les constructions légères (photo 1.2-c). Dans d'autres applications locales comme la fabrication de cage d'oiseaux, la partie interne du rachis est utilisée, pour sa légèreté et sa résistance mécanique comme éléments structuraux formant les cadres avec la partie externe (épiderme) lamellée pour remplir ces derniers (photo 1.2-d).

Photo 1.2-a

Photo 1.2-b

Photo 1.2-c

Photo 1.2-d

Photos 1.2: Usages du rachis de *R. hookeri* dans le sud – Bénin, a) meubles traditionnels, b) meubles semi – modernes, c) chevrons de charpente légère, d) cage avec éléments structuraux réalisés à partir de la partie interne du rachis.

### 1.2.3. Morphologie, anatomie et propriétés technologiques du rachis de Raphia

Les parties de palmier Raphia utilisées comme matériaux de construction sont le stipe (tronc) et les feuilles, en particulier le rachis. Cette partie de la revue de littérature va s'articuler autour des propriétés morphologiques, anatomiques et technologiques du rachis des feuilles. Comme le stipe qui a fait l'objet de nombreux travaux (**Rich, 1987 ; Tomlinson, 1990 & 2006** ; **Ruggeberg, 2008**), le rachis des feuilles du palmier Raphia, pour son potentiel en fibres naturelles, retient de plus en plus l'attention des chercheurs. Beaucoup d'études ont été réalisées sur les fibres de plusieurs espèces de Raphia ; cependant, peu de travaux ont porté sur le *R. hookeri*.

#### 1.2.3.1. Morphologie et anatomie du rachis de Raphia

La morphologie du rachis d'une espèce de Raphia, le *Raphia matombe* (en provenance d'Angola), a été décrite par **Lautenschläger et al. (2019).** Des travaux de ces auteurs, il ressort que la géométrie du rachis varie le long de la feuille. De la base vers son apex (extrémité), la section transversale du rachis change, passant d'une forme en U à une forme ovale (figure 1.2). En commençant par la partie portant les feuillets (partie 2) vers l'apex, le côté supérieur passe d'une forme concave à une forme triangulaire convexe, tandis que le côté inférieur reste rond. En plus du changement de géométrie, le rachis devient effilé vers l'apex.

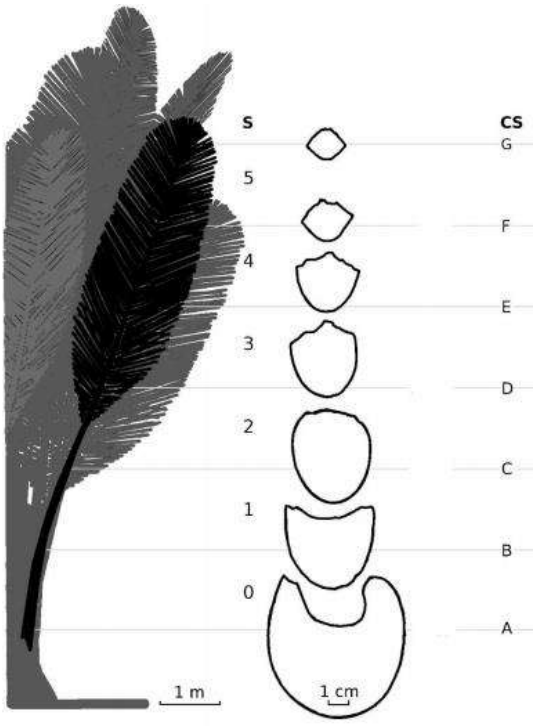



Figure 1.2: évolution de la forme et de la taille de la section le long du rachis, de la base (A) vers l'apex (G) (**Lautenschläger et al., 2019).**

D'un point de vue anatomique, les travaux des mêmes auteurs (**Lautenschläger et al., 2019)** mettent en évidence la présence de vaisseaux à l'intérieur du rachis (*Raphia matombe*), dont la forme, la distribution et la taille des vaisseaux varient le long de la section transversale du rachis. En coupe transversale, le rachis présente une distribution de vaisseaux typique des tiges monocotylédones, en particulier des Arecaceae. Le nombre de vaisseaux est faible au centre de la section transversale et à la base, et augmente considérablement vers la périphérie et l'apex. Les formes et les dimensions des vaisseaux changent avec leur position dans la section transversale, comme le montre la photo 1.3. Dans la région interne, ils sont ronds, à l'exception d'une petite pointe à la position du métaxylème. Les vaisseaux plus proches de la périphérie s'allongent pour devenir ovale. Les vaisseaux les plus externes diminuent en taille et ressemblent presque à des coins de différentes tailles. Ils sont disposés en alternance pour remplir parfaitement tous les espaces intermédiaires, ne laissant presque aucun tissu de parenchyme entre les deux.

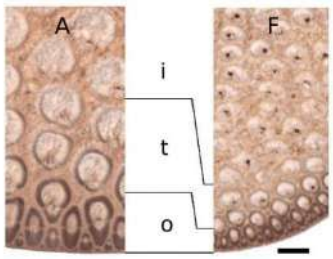



Photo 1.3: partie de section transversale (A et F, positions des sections selon la figure 1.2) du rachis de *Raphia matombe* avec des faisceaux de fibres visibles et trois couches différentes : (o)

couche extérieure du côté inférieur du rachis, (t) couche de transition et (i) couche intérieure; barre d'échelle 500 µm (**Lautenschläger et al., 2019)**.

L'épaisseur de la couche de sclérenchyme, entourant les vaisseaux, augmente régulièrement de l'intérieur vers la région externe du rachis tandis que le diamètre des vaisseaux diminue le long du rachis vers l'apex.
Une coupe transversale à travers un vaisseau de la partie interne du rachis (photo 1.4) présentée par **Lautenschläger et al. (2019)** montre que le vaisseau est circonscrit par le métaxylème et entouré du sclérenchyme en forme d'anneau. A côté du vaisseau, se situe la zone du protoxylème. Tous les éléments conducteurs sont intégrés dans une énorme quantité de parenchyme. L'anneau de sclérenchyme entoure presque totalement le tissu conducteur et n'a que deux interstices très minces. Les coiffes de sclérenchyme sont bien connues pour protéger les vaisseaux des monocotylédones des contraintes et déformations plus fortes.

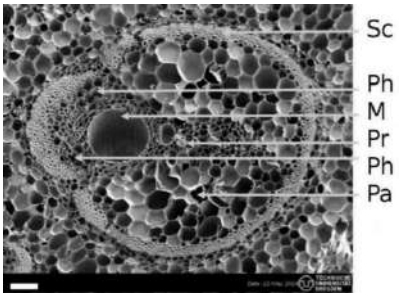



Photo 1.4: image MEB du faisceau vasculaire de la section transversale de la partie interne; M = métaxylème, Pa = parenchyme, Ph = phloème, Pr = protoxylème, Sc = sclérenchyme; barre d'échelle 100 µm (**Lautenschläger et al., 2019)**.

Une étude anatomique réalisée par **Elenga et al. (2006)** sur la fibre de *Raphia hookeri* montre que celle-ci est formée d'une superposition de couches. La structure de la couche la plus externe, c'est-à-dire celle qui est en contact avec l'air (photo 1.5-a), est une juxtaposition de filaments parallèles entre eux dans le sens de la longueur de la fibre et formés de sortes d'écailles ou de plaquettes couvrant toute la largeur du filament. La face inférieure de la fibre, celle qui est en contact avec le corps de la feuille, a une structure alvéolaire en forme de "nid d'abeille" (photo 1.5-b).

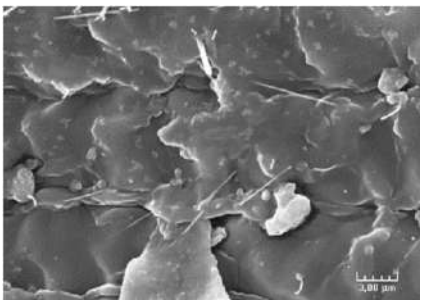


Photo 1.5-a

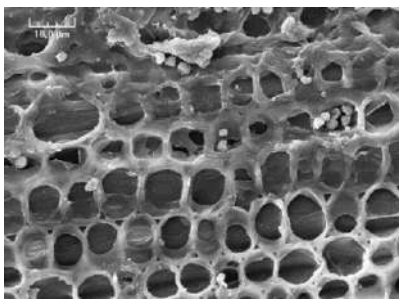


Photo 1.5-b

Photos 1.5: examen au MEB de la structure de la fibre de *R. hookeri*, a) face externe, du côté supérieur du rachis et, b) face interne (**Elenga et al., 2006)**.

### 1.2.3.2. Propriétés technologiques du rachis de Raphia

#### 1.2.3.2.1. Propriétés chimiques et physiques du rachis de Raphia

Les matériaux d'origine végétale sont chimiquement constitués de lignine, de cellulose, d'hémicellulose et d'extractibles. Les proportions de ces constituants varient en général selon l'espèce végétale. Dans le cas du rachis de Raphia (*Raphia matombe*), la composition chimique moyenne ne change pas le long du rachis, avec une proportion de 21,1 % de lignine, 39,2% de cellulose, 33,5% de hémicellulose et 6,5% d'extractibles (**Lautenschläger et al., 2019**).
Selon les mêmes auteurs, le rachis du *Raphia matombe* est hautement anisotrope et sa section transversale peut être considérée comme constituée de trois couches : une couche externe dure (épiderme) d'environ 1 mm d'épaisseur, une couche de transition de presque même épaisseur et une dernière couche, interne, souple et beaucoup plus large. Selon les auteurs, la teneur en eau du rachis à l'état humide diminue le long de celui-ci, de 256% à la base à 126% à l'apex. La masse volumique varie d'un point à un autre à l'intérieur du rachis et en fonction de sa maturité. La masse volumique (sèche) moyenne diminue considérablement dans une section transversale, de 607 $kg.m^{-3}$ à l'extérieur (épiderme) à 194 $kg.m^{-3}$ à l'intérieur, avec de fortes dispersions (environ 25% de coefficient de variation). Dans le sens de la longueur, le rachis présente de fortes variations de masse volumique dans la région interne et dans la zone de transition tandis que dans la couche externe, cette propriété ne change pas de façon significative. Selon la maturité, la masse volumique du rachis présente également d'importantes variations (plus de 30%).

#### 1.2.3.2.2. Propriétés mécaniques et thermo-physiques du rachis de Raphia

**Elenga et al. (2006)** ont étudié les propriétés en traction de fibres brutes prélevées sur l'épiderme de *R. hookeri* (25°C). Le comportement macroscopique résultant (figure 1.3) est typique de celui des matériaux polymères semi-cristallins ductile au-dessus de la température de transition vitreuse. Le module d'Young de la fibre est compris entre 28 et 36 GPa alors que la contrainte à la rupture varie entre 148 à 660 MPa pour un allongement à la rupture d'environ 2%. **Sandy et Bacon (2001)** ont déterminé les propriétés en traction des fibres de *Raphia farinifera* (origine, Madagascar). Ils ont trouvé que ces fibres ont un comportement fragile et une valeur moyenne de module d'Young égale à 12,3 GPa (écart-type, 2,6 GPa) et de contrainte maximum 500 MPa (écart-type, 80 MPa).
Les propriétés des fibres internes (fibres de la partie interne, débarrassées du parenchyme) du rachis de *Raphia matombe* ont été évaluées en traction (à 22 °C) par **Lautenschläger et al. (2019).** Les auteurs ont trouvé que le module d'Young est en moyenne 13,4 GPa (écart-type, 2,3 GPa) et la contrainte de rupture 271 MPa (écart-type, 99 MPa).
**Lautenschläger et al. (2019)** ont également évalué les propriétés de la même espèce en compression et en flexion, en prenant en compte l'anisotropie du matériau. En compression, le module d'Young ne change presque pas dans le sens de la longueur du rachis alors que dans le sens transversal, il diminue de la zone de l'épiderme vers l'intérieur. Les auteurs ont aussi remarqué que les propriétés en compression sont corrélées avec la densité du matériau.
En flexion, les mêmes auteurs ont constaté que dans le sens de la longueur du rachis, le module d'Young ne varie pas alors que dans la direction transversale, le module augmente de l'intérieur

vers l'extérieur. Le module du rachis à l'état sec est en moyenne de 11,7 GPa au niveau de la couche externe et de 2,5 GPa au niveau de la couche interne. Les auteurs ont également remarqué que le module de flexion du rachis complet est corrélé avec sa densité.

**Alausa et al. (2011)** ont évalué les propriétés thermiques de trois espèces végétales dont *R. Hookeri* et ont trouvé que la conductivité thermique de ce dernier est 0,056 $W.m^{-1}.K^{-1}$.

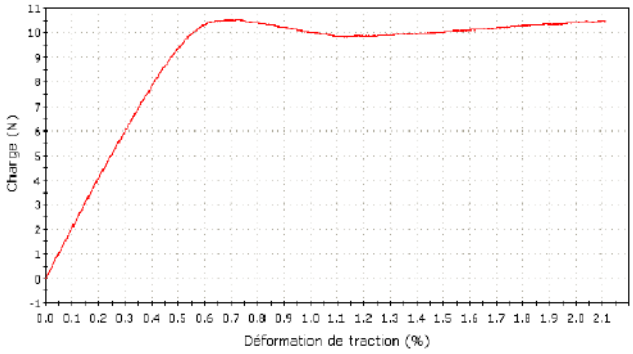



Figure 1.3: Courbe de traction (charge- déformation) de fibres brutes issues de l'épiderme de *R. hookeri* (éprouvette de dimensions 0,015 x 4,5 x 64,5 mm3) (**Elenga et al., 2006**).

## 1.3. Revue de la littérature sur les matériaux sandwichs

### 1.3.1. Notions générales sur les matériaux de structure sandwich

#### 1.3.1.1. Définition et constituants d'un matériau sandwich

La norme ASTM C393 (ASTM, 2008) définit la structure sandwich comme suit : « Une structure sandwich est une forme spéciale des composites laminés composés de différents matériaux collés les uns contre les autres dont le but est de compenser les propriétés de chaque composant permettant ainsi d'améliorer le comportement de toute la structure ».

Ainsi, un panneau sandwich est une structure constituée de 3 couches principales : deux couches extérieures appelées peaux (ou semelles) et une couche centrale, intérieure, prise en ''sandwich'' et appelée âme (figure 1.4).

Les peaux sont souvent en matériaux rigides et résistants en traction, et capables d'être mis sous forme de couche, tels que les métaux (**Seong et al., 2011**), le bois (**Bach et al., 2017**) ou les composites (**Betts et al., 2018**). Le choix des peaux s'effectue principalement en fonction des besoins en performances mécaniques pour le sandwich.

En général, l'âme est, en matériau léger et de faible résistance en flexion ; elle se présente principalement sous deux formes:

- âme pleine, par exemple en bois de balsa, en mousse plastique ou en composite (figure 1.5) ;
- âme creuse et, par exemple en nid d'abeilles métallique ou non (figure 1.6), en profilé disposé en réseaux métalliques légers (photo 1.6).

Les peaux et l'âme sont unies de façon solidaire par soudage ou brasage lorsqu'elles sont en métal, ou par collage à l'aide d'un adhésif de bonne résistance en cisaillement quand elles sont

en matériaux différents. Dans le cas de peaux en matériau composite, l'insertion de cette troisième phase (l'adhésif) peut être remplacée par l'utilisation de résines auto-adhésives.

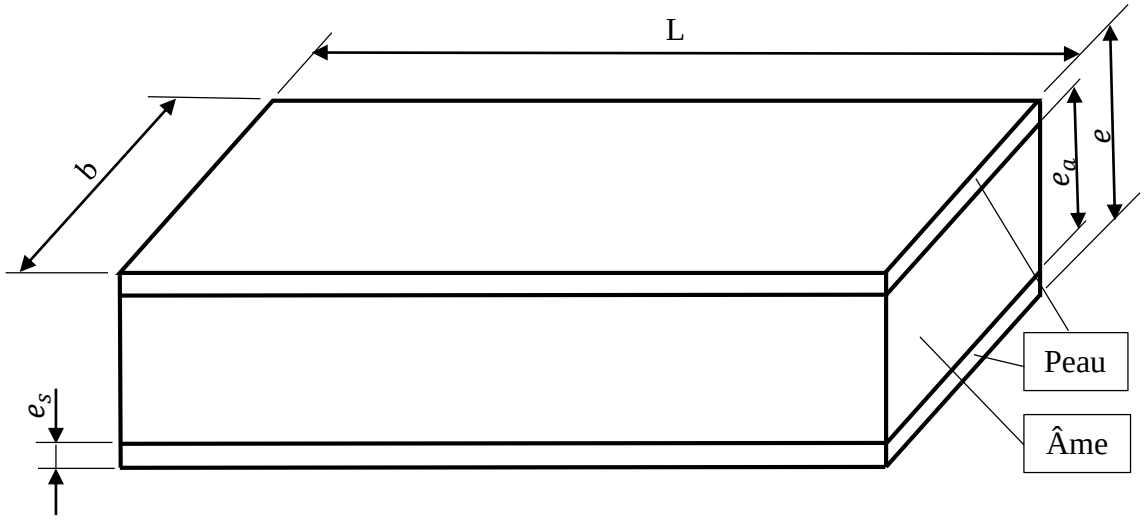



Figure 1.4: schéma de matériau sandwich.

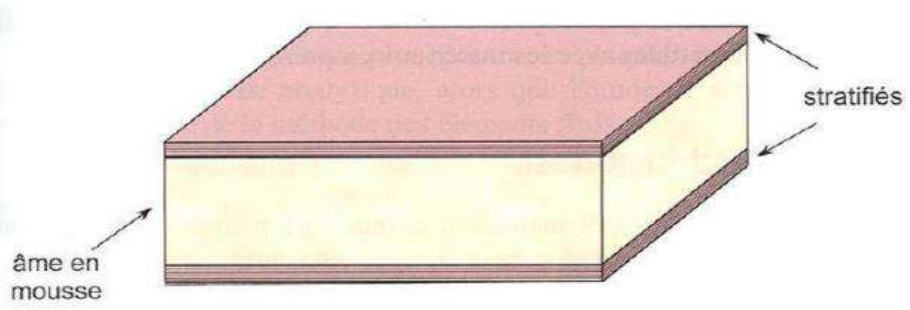



Figure 1.5-a

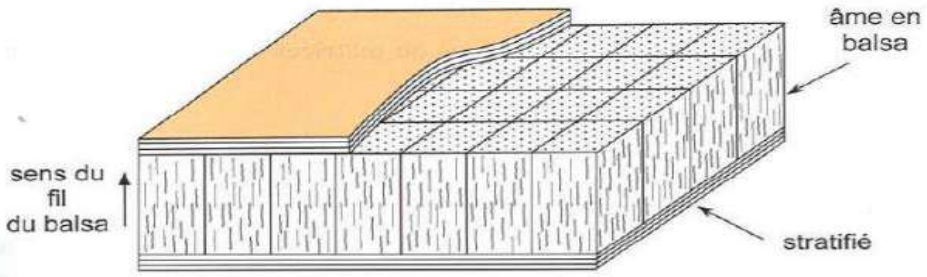



Figure 1.5-b

Figure 1.5: sandwich à âme pleine a) en mousse et b) en balsa (**Hoang, 2015**).

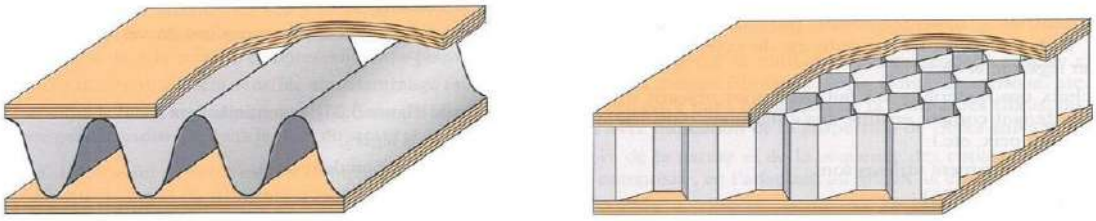


Figure 1.6-a Figure 1.6-b

Figure 1.6: sandwich à âme creuse a) ondulée et b) en nid d'abeille **(Hoang, 2015)**.

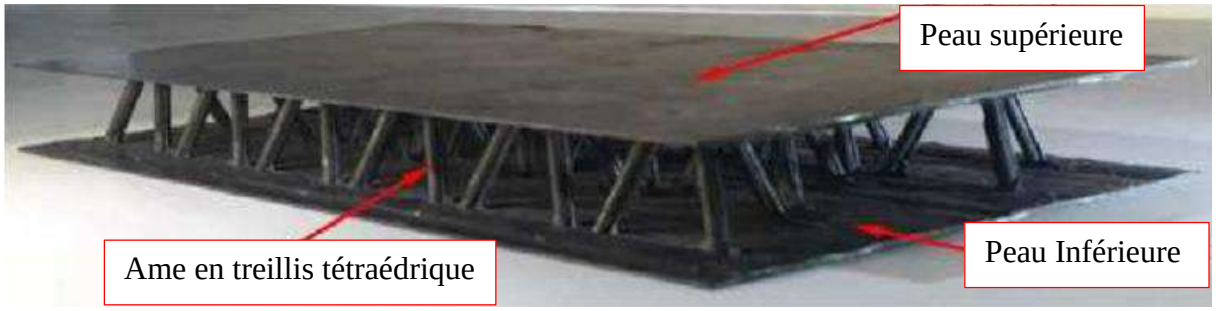



Photo 1.6: sandwich à âme creuse en treillis **(MEI, 2017)**.

### 1.3.1.2. Classification des structures sandwiches - Différences entre sandwich, multicouche et stratifié

La structure des matériaux sandwichs permet d'adapter leurs propriétés selon le besoin, en faisant varier les propriétés de leurs constituants. Selon les dimensions géométriques et la nature des matériaux, on distingue différents types de matériaux sandwichs. Lorsque les peaux sont d'égales épaisseurs et constituées d'un même matériau et écartées par une âme en matériau homogène, le sandwich est dit symétrique ; dans le cas contraire, il est dit non symétrique. Dans le cas des sandwichs symétriques, objet du présent travail, une classification a été proposée par **Allen (1961) (cité par Arbaoui, 2009)**, selon la valeur du rapport $(d/e_s)$ de distance séparant les plans moyens des peaux $(d = e_s + e_a)$ et l'épaisseur de ces dernières $(e_s)$ (figure 1.4). Lorsque ce rapport est plus petit que 5,77, le sandwich est dit à peaux épaisses ; entre 5,77 et 100, il est dit à peaux fines et quand il est supérieur à 100, le matériau est dit à peau très fines.
Il est important de distinguer un sandwich d'un stratifié. Ces deux types de matériaux sont tous des multicouches c'est-à-dire des matériaux constitués de plusieurs couches. Mais, si un sandwich est caractérisé par les propriétés présentées précédemment, un stratifié est en revanche constitué d'un empilement de monocouches ayant chacun une orientation propre par rapport à un référentiel commun aux couches et désigné comme le référentiel du stratifié. La notion de monocouche (couche unique) fait référence à l'élément de base d'une structure composite et est caractérisé par la forme du renfort qui est constitué de longues fibres (unidirectionnelles, réparties aléatoirement), de fibres tissées ou de fibres courtes.

### 1.3.1.3. Principe du matériau sandwich

Dans un matériau monolithique en flexion, assimilé à une poutre de section rectangulaire par exemple (figure 1.7-a), les contraintes se distribuent selon les figures 1.7-b et 1.7-c. La contrainte normale prend de grandes valeurs au niveau des fibres éloignées de la ligne médiane (ou fibre neutre) et sont nulles sur cette ligne avec de faibles valeurs de contraintes au voisinage de cette dernière. En revanche, la contrainte de cisaillement prend de grandes valeurs au voisinage de la ligne médiane et de faibles valeurs au niveau des fibres éloignées. Ce comportement des contraintes est à l'origine du principe des panneaux sandwichs.
Le principe du panneau sandwich est de remplacer la partie médiane par une âme légère, résistante en cisaillement mais pas en traction, qui solidarise intimement les deux peaux extérieures ayant de propriétés mécaniques élevées (surtout en traction). L'âme prend les contraintes de cisaillement en créant une distance entre les peaux ; ces dernières prennent à leur tour les contraintes normales, l'une en traction et l'autre en compression (figure 1.8). La transmission des charges des peaux à l'âme est assurée au moyen d'une bonne adhésion entre les différentes parties (**Birman et Kardomatea, 2018**). Une structure de type sandwich est, d'un point de vue fonctionnelle, similaire à une poutre en I où les semelles supportent la grande partie des charges de flexion, tandis que l'âme supporte le cisaillement transversal et maintient l'intégrité de la structure.

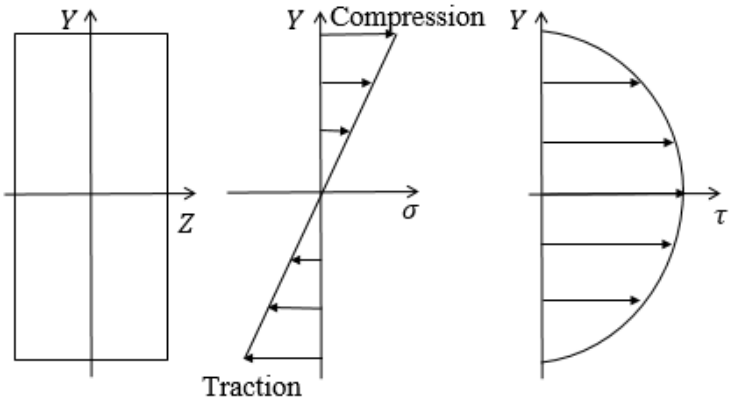
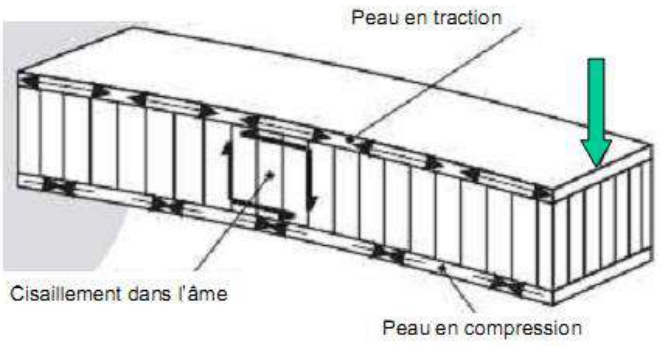



Figure 1.7-a Figure 1.7-b Figure 1.7-c

Figure 1.7: distribution des contraintes dans un matériau monolithique ; a) section, b) contrainte normale et, c) contrainte de cisaillement.



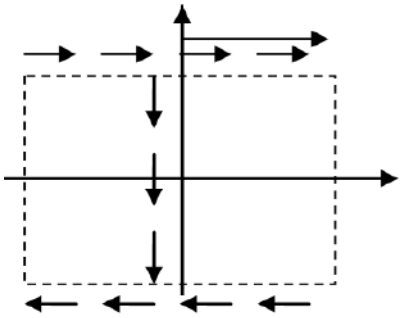



Figure 1.8-a Figure 1.8-b

Figure 1.8: poutre sandwich en flexion, a) schéma d'illustration et b) principe de distribution des contraintes (**Arbaoui, 2009**).

#### 1.3.1.4. Intérêts et domaines d'utilisation des matériaux sandwichs

Les propriétés des matériaux sandwichs dépendent de celles de leurs constituants, comme c'est le cas des composites. La structure du matériau sandwich lui confère une excellente performance mécanique avec un minimum de masse (**Zenkert, 1995**). Ainsi, l'intérêt principal des structures sandwichs, par opposition aux composites traditionnels dits monolithiques, réside dans leur rigidité spécifique très élevée. En changeant la nature et l'épaisseur de la peau et / ou de l'âme, on parvient à donner à la structure les propriétés globales souhaitées. Par exemple, l'amélioration de la rigidité qui traduit le comportement en flexion du matériau, s'obtient en augmentant soit l'épaisseur de l'âme qui conduit à l'augmentation de son moment d'inertie, soit le module d'élasticité des peaux. Et comme l'âme du sandwich présente une faible densité, la masse du composite n'évolue pas de façon importante. La composition des sandwichs leur confère bien d'autres atouts qui vont dépendre, soit des peaux, soit de l'âme soit des deux. On peut citer la résistance à l'abrasion, la dureté de surface et l'esthétique où n'interviennent que les peaux, la résistance au poinçonnement où celle des peaux à une grande influence, l'isolation thermique et l'isolation acoustique apportées par l'âme, la résistance en compression où le rôle de l'âme est prépondérant et la résistance au choc où les peaux et l'âme jouent un rôle equivalent.

Ces multiples avantages font que les matériaux sandwichs sont utilisés dans de nombreux domaines. L'utilisation de structures sandwich se développe rapidement pour des applications multiples en construction de satellites, d'avions, de navires, d'automobiles, de wagons, de systèmes d'énergie éolienne, de ponts (**Vinson, 2005 ; Karamanlı, 2017**), de bâtiments, etc. Dans le domaine du bâtiment, **Woldesenbet et Vinson (1995)** ont démontré une application intéressante des panneaux sandwichs dans les logements d'urgence à faible coût. Les nombreux avantages des constructions sandwich, le développement de nouveaux matériaux et le besoin de structures hautes performances et légères garantissent que ce type de construction sandwich continuera à se développer.

### 1.3.2. Travaux sur les matériaux sandwichs

La littérature sur les sandwichs est abondante, car ce matériau est utilisé dans un grand nombre d'applications allant des composites à haute performance dans les structures aérospatiales aux matériaux à faible coût pour la construction de bâtiments **(Apetre et al., 2008)**. De nombreuses revues bibliographiques, même récentes, ont été réalisées par plusieurs auteurs sur des thématiques très variées. Par exemple, **Vinson (2005**) a réalisé une revue qui présente l'histoire du matériau sandwich, **Birman et Kardomatea** (**2018**) ont fait le point sur les champs de recherche et d'application, **Nikbakt (2018)** en a présenté un travail sur les méthodes d'optimisation. Les travaux portant sur les sandwichs bio-sourcés avec des inclusions, ne sont pas nombreux. Nous présentons ici les travaux qui portent sur des matériaux plus ou moins en lien avec notre matériau, d'un point de vue structurel ou matériel.

#### 1.3.2.1. Travaux sur les sandwichs à constituants naturels ou bio-sourcés

Une structure sandwich à âme en liège aggloméré a été réalisée par **Reis et Silva (2009)** dans le but de donner une valeur ajoutée à ce matériau (liège). Après essais mécaniques (flexion et cisaillement), les auteurs ont trouvé que le liège est convenable pour servir de matériau d'âme dans un sandwich. **Lakreb (2015)** a élaboré des composites sandwichs multicouches à base de liège et de bois de déroulage (placages de pin d'Alep), dont il a déterminé les caractéristiques thermomécanique et hygrothermique. L'auteur a trouvé que les composites ont de bonnes performances en tant que composants non structurels et qu'ils peuvent servir potentiellement comme cloisons ou panneaux de séparation dans le bâtiment.

**Bach et al. (2017)** ont fabriqué un matériau sandwich naturel et biodégradable dont les peaux sont en bois et l'âme en mousse; après caractérisation mécanique (flexion et impact), les auteurs ont conclu que le matériau présente des caractéristiques qui permettent d'envisager son utilisation en structure. **Arbaoui (2009)** a réalisé une étude comparative des propriétés en flexion et à l'impact de structures sandwichs multicouches à âme en polypropylène en forme de nid d'abeille, par méthodes expérimentale et numérique. L'auteur conclut que la rigidité en flexion et la charge à la rupture du sandwich augmente avec l'épaisseur et le nombre de couches. Des poutres sandwiches constituées de composites polymères renforcés de fibres biosourcées ont été développées par **Betts et al. (2018)**. Les peaux de ces sandwichs étaient constitués d'un tissu de fibres de lin bidirectionnel d'origine végétale et d'une résine époxy biosourcée (30% de teneur en bio), tandis que l'âme était en poly-isocyanurate sous forme de mousse à cellules fermées. Des sandwichs de type bio-composite élaborés à partir de matériaux d'origine végétale ont été développés par **Chan (2015)**. Les peaux sont formées de tissu de chanvre et de résine époxy à base de sève d'arbre, tandis que l'âme est constituée de mousse de polyuréthane à base d'huile de ricin renforcée de cendres de balle de riz. Après études expérimentales et numériques, les auteurs ont conclu à une possibilité de substitution en structure pour les cloisons sèches de gypse standard.

**Matalkah et al. (2017)** ont développé une poutre sandwich d'âme en béton cellulaire et de peaux renforcées pour être utilisée comme module structural de base dans la construction de bâtiments en matériaux indigènes. Les renforts indigènes sélectionnés pour les peaux étaient la toile de jute et le grillage de poulet (fil d'acier galvanisé flexible). Les auteurs ont constaté que le composite sandwich a présenté une résistance relativement élevée en flexion ; les modes de rupture en flexion ont indiqué que l'âme relativement dense contribue de manière importante à la performance en flexion du composite sandwich.

Parmi les travaux consultés dans la littérature, aucun n'a porté sur l'étude des panneaux sandwichs à base de composites bois – plastiques avec des inclusions bio-sourcées d'origine végétale.

#### 1.3.2.2. Méthodes d'allègement des matériaux

Afin de définir une méthode d'allègement de l'âme du sandwich, qui réponde aux exigences écologiques et économiques (accessibilité aux PME des PED), une recherche bibliographique a été conduite. Les techniques de création de vides dans les matériaux et les travaux portant sur matériaux d'allègement ont été principalement explorées.

#### 1.3.2.2.1. Création de vides dans les matériaux

La fabrication de matériaux alvéolaires peut se faire de différentes façons. Une technique couramment utilisée est le moussage. Cette technique permet d'obtenir de la mousse, matériau à forte porosité, à partir de polymère (par exemple, polychlorure de vinyl, PVC) ou de métal (aluminium) et d'agent d'expansion. Le moussage dans une atmosphère déficiente en oxygène ou l'ajout d'un antioxydant accroit l'efficacité de l'agent d'expansion et améliore ainsi la qualité technologique de la mousse (**Julien, 2011**). Une augmentation de la quantité d'agent d'expansion incorporé entraîne une diminution de la densité de la mousse. Plusieurs auteurs (**Rizvi *et al*., 2000 ; Matuana et Li, 2001 ; Matuana et Mengeloglu, 2002**) ont utilisé la technique de moussage. D'autres techniques permettent d'élaborer des composites structuraux de motif répétitif à partir de feuilles déformées ou non suivant un profil ondulé ou en créneau, en métal (aluminium) ou en thermoplastique (polypropylène), par soudage ou par collage. Ces techniques permettent d'obtenir par exemple des matériaux cellulaires ou en nid d'abeille (**Arbaoui, 2009**).

La création de trous unidirectionnels est une technique d'allègement utilisée pour améliorer les propriétés des matériaux. Les travaux de **Zhang et al. (2016)** sur l'optimisation par la forme sont intéressants. Les auteurs ont comparés plusieurs formes de trous (figure 1.9) et ont montré que le poids du composite des panneaux bois-plastique peut être réduit en changeant la forme, le nombre, et la taille des cavités sans affecter les propriétés mécaniques.

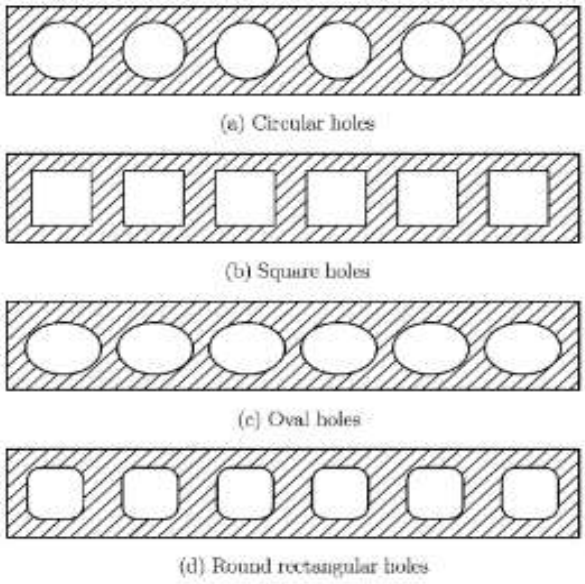



Figure 1.9: coupe transversale de panneaux évidés avec des cavités de différentes formes (**Zhang et al., 2016**).

#### 1.3.2.2.2. Incorporation de matériaux à faible densité

L'allègement d'un matériau (à masse volumique élevée) par incorporation de matériaux plus léger est une technique bien connue et dont le principe se conçoit aisément selon la loi des mélanges. Cette technique est utilisée dans plusieurs domaines d'application notamment dans l'automobile et la construction où la minimisation du poids est une nécessité. Le matériau d'allègement peut être d'origine diverse (végétale ou minérale) et utilisé sous diverses formes

(granulats, fibres ou massif) selon le type de composite final (composite à particules ou fibres). Le liège est utilisé dans plusieurs travaux, sous forme de granulats agglomérés, pour constituer l'âme de panneaux sandwichs (**Mir et al., 2011; Belkacemi and B. Bezzazi, 2016; Limam, 2017**). Des composites à base de chènevotte et de pâte de polystyrene mis en forme par thermoformage, ont été utilisés comme âme de sandwich par **Almusawi (2017)**. Certains auteurs ont utilisé des polymères de synthèse comme matériaux d'allègement dans des matériaux de construction pour le bâtiment. **Benazzouk et al. (2008**) ont incorporé au béton du caoutchouc sous forme de granulats. **Aciu et al. (2014)** ont utilisé le PSE sous forme de macro-particules pour alléger le mortier.

Certaines espèces ligneuses peuvent être utilisées sous forme massive pour leur potential d'allègement. Le balsa, avec sa faible densité et ses propriétés mécaniques spécifiques élevées, est connu depuis plusieurs décennies pour servir de matériau d'âme dans les panneaux sandwichs (**Borrega and Gibson, 2015**). Le bois de Mahang a été récemment utilisé comme matériau d'âme, sous forme de lamelé-collé issu des rejets industriels, par **Zakari** (**2018**). Certaines espèces monocotyledones, en particulier les palmiers (palmier à huile, rônier, raphia, cocotier, etc), peuvent également être de bons candidats à l'allègement des sandwichs. En raison de leur mode de croissance, la densité des palmiers est faible au cœur et croît du cœur vers l'écorce. L'utilisation du coeur, relativement léger et rempli de fibres, est envisageable pour jouer le rôle d'âme (**Srivaro et al., 2014; Srivaro, 2016**).

#### 1.3.2.3. Travaux sur l'influence des inclusions dans les sandwichs

L'influence des inclusions sur le comportement des structures sandwiches, a intéressé plusieurs auteurs. Les études de **Thomsen (1997)** et de **Thomsen et Rits (1998)** sur les plaques sandwiches avec des inclusions à travers l'épaisseur, ont analytiquement révélé de zones de concentrations de contraintes qui se développent près des bords de ces inclusions. **Bozhevolnaya et al. (2004)** ont trouvé que l'introduction d'inclusions dans le sens transverse conduit à une transition de la concentration de contraintes qui se développent sous des charges concentrées vers les bords des inclusions. Ces études ont montré que l'utilisation d'inclusions rigides affecte le comportement du panneau. **Rabinovitch et Hamed (2005)** ont également étudié le comportement en flexion de panneaux sandwich à âme flexible contenant des inclusions rigides. Les auteurs ont trouvé que la présence de ces dernières peut conduire à une défaillance précoce des panneaux et doivent donc être soigneusement pris en compte dans la conception de ceux-ci. **Raghu et al. (2009)** ont étudié les sources de variabilité de résistance à l'arrachement des inclusions métalliques dans les panneaux sandwichs en nid d'abeille en aramide. Les résultats expérimentaux ont montré de grandes variations de contraintes dans les rayons d'empotage et les dimensions de la paroi cellulaire, tous deux paramètres critiques car le mode de rupture est principalement le cisaillement dans l'âme.

En revanche, des études ont montré l'effet mélioratif des inclusions. Par une étude expérimentale sur des panneaux sandwichs avec inclusions, sous charge de compression longitudinale et transversale, **Mamalis et al. (2008)** ont constaté que l'utilisation des inclusions a amélioré la rigidité et les caractéristiques d'absorption d'énergie de collision des panneaux. **Leite et al. (2005)** ont étudié l'influence d'inclusions en forme de Z dans despoutres sandwiches et ont conclu que ces inclusions augmentent considérablement la rigidité des

poutres. **Hasebe et Sun (2000)** ont fait la même observation. Ils ont réalisé un panneau sandwich dont l'âme est constituée de mousse de faible densité renforcée par inclusions prismatiques en composite laminé, disposées longitudinalement et centrées en épaisseur de l'âme (figure 1.10), en vue d'augmenter la rigidité et la résistance de cette dernière. Les auteurs ont observé que les inclusions ont amélioré la rigidité de l'âme et par suite, celle du panneau.

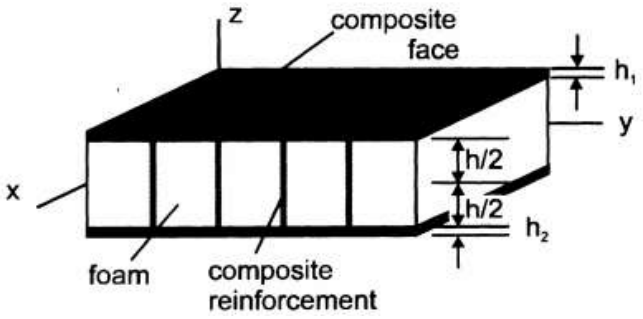



Figure 1.10: schéma de sandwich d'âme en mousse avec des renforts en composite laminé (**Hasebe et Sun, 2000**).

On peut retenir de ce qui précède que les inclusions peuvent améliorer ou une dégrader les propriétés des matériaux qui les contiennent. Pour améliorer les propriétés, il est nécessaire d'analyser la disposition et la forme des inclusions.

### 1.3.3. Méthodes d'étude des poutres sandwiches en flexion

#### 1.3.3.1. Bref aperçu sur les méthodes d'étude des poutres sandwiches

Les structures sandwiches sont principalement utilisées en flexion à cause de leurs propriétés meilleures à celles des composites monolithiques ou stratifiés pour cette solliciration (**Philippe, 1999**). Afin d'identifier une méthode appropriée à l'étude de notre sandwich en flexion, nous avons parcouru la littérature sur les méthodes analytiques d'étude des structures sandwichs par la théorie des poutres. L'importance de développer une analyse sur le comportement des panneaux sandwichs par la théorie des poutres est liée d'une part à l'utilisation de ce type de modèle géométrique comme élément de base dans la réalisation des structures et, d'autre part, au besoin de caractérisation mécanique des matériaux sandwichs. Le modèle «poutre» est couramment utilisé pour les essais mécaniques sur les matériaux sandwichs car il permet d'obtenir une variété de propriétés des matériaux, particulièrement en flexion **(Zenkert, 1995)**. Les poutres en matériau sandwich sont étudiées en prenant en compte les propriétés des couches qui les constituent. L'âme du sandwich ayant une épaisseur importante et des propriétés mécaniques relativement faibles, les théories utilisées considèrent l'influence du cisaillement. Ces théories peuvent être rangées en deux grandes catégories : les théories d'ordre 1 ou théorie de Timoshenko (ou théorie classique) (**Frostig et Baruch, 1990)** et les théories d'ordre supérieur (**Frostig et al., 1992 ; Apetre et al., 2008 ; Karamanlı, 2017**). L'expression ''ordre supérieur'' fait référence au niveau de troncature des termes dans un développement en séries entières de déplacements autour de la coordonnée en épaisseur. D'autres théories spécifiques sont développées par certains auteurs, mais en général pour étudier le comportement des sandwichs à flexibles. On peut citer le modèle tri-particulaire de **Philippe et al. (1998),** le

modèle élément fini modifié de **Sudhakar (2010),** etc. **Vinson, 2005** précise que les théories d'ordre 1 sont en général utilisées pour les poutres sandwiches à âme rigide alors que les théories d'ordre supérieur ne sont nécessaires que lorsque l'âme du sandwich est flexible**.**
Dans la présente revue, nous présentons essentiellement la théorie des poutres planes de Timoshenko (théorie d'ordre 1), dans l'hypothèse que l'âme de notre matériau est rigide ; cette hypothèse sera vérifiée dans la suite du travail.

#### 1.3.3.2. Théorie des poutres sandwichs

La théorie des poutres sandwiches découle de la théorie des poutres droites qui suppose qu'on évalue le champ de contraintes à partir du champ de déplacement. On admet donc qu'en présence de plusieurs couches, on continue à avoir la même cinématique. Cependant, contrairement au cas des matériaux homogènes, il y a maintenant une distribution spatiale des propriétés élastiques qui dépendent de la cote en épaisseur, z, dans la section. Ceci conduit à des propriétés moyennes différentes qui prennent en compte à la fois la géométrie et le comportement des couches.

##### 1.3.3.2.1. Equation différentielle d'une poutre sandwich

On considère une poutre en matériau sandwich symétrique en flexion comme celle présentée à la figure 1.11. On appelle respectivement $T_y$ et $M_z$, l'effort de cisaillement et le moment de flexion dans une section d'abscisse x et, D, U et W, la rigidité en flexion, en cisaillement et la flèche en x.

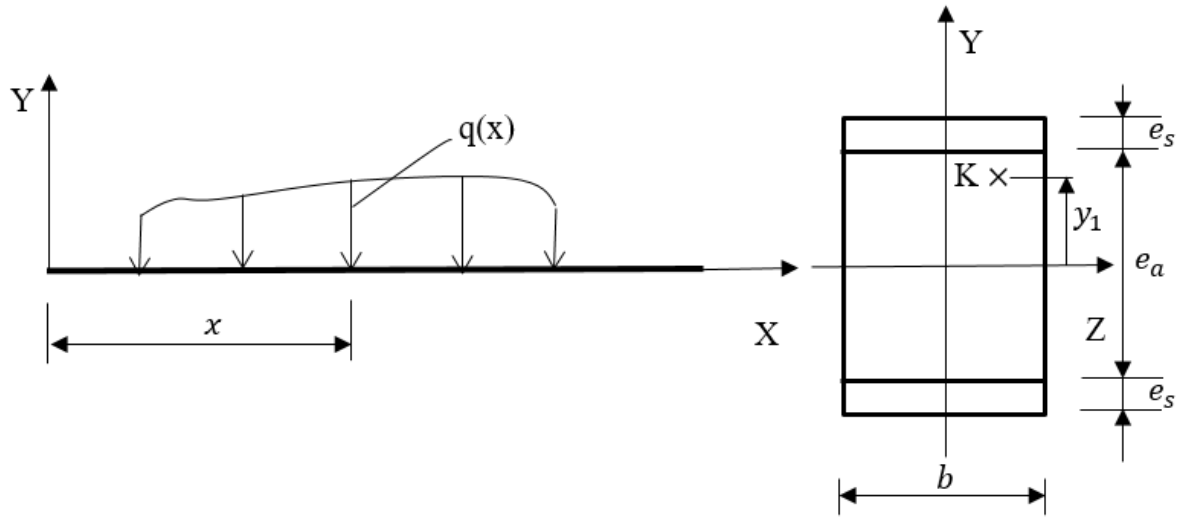



Figure 1.11: poutre en matériau sandwich symétrique en flexion.

L'équation caractérisant la déformée d'une poutre en matériau sandwich symétrique au sens de Timoshenko (**Zenkert, 1995**), s'écrit:

$$\frac{d^2W}{dx^2} = \frac{M_z}{D} + \frac{1}{U}\frac{dT_y}{dx} \tag{1.9}$$

Où :

$$D =< EI_y >= \int_{-e/2}^{+e/2} E(y)y^2\, dA \tag{1.10}$$

Et :

$$U =< \mu A >= \int_{-e/2}^{+e/2} 2b.\mu(y)\, dy \tag{1.11}$$

Avec : $e = 2e_1 + e_a$ (épaisseur du panneau sandwich) ;
E et $\mu$ : modules d'élasticité longitudinale et transversale à travers l'épaisseur, respectivement ;
$I_y$ et A : moment d'inertie et aire de la section, respectivement.
L'équation 4.1 s'obtient par la théorie classique des poutres également à partir de la théorie des laminés avec cisaillement ou de la théorie des plaques sandwiches.

#### 1.3.3.2.2. Expressions des rigidités équivalentes d'une poutre sandwich

La grandeur caractéristique d'un matériau sandwich est sa rigidité en flexion. La rigidité équivalente est utilisée pour réaliser l'homogénéisation des propriétés du matériau. Elle est calculée comme la somme des rigidités des peaux et de l'âme. La rigidité D d'un sandwich symétrique en flexion, est donnée par la relation (**Zenkert, 1995**) :

$$D =< EI_z >= \int_A E(y)y^2 dA = \int_{-e/2}^{+e/2} E(y)y^2.b.dy = 2\int_0^{\frac{e-e_a}{2}} E_s y^2 dS + 2\int_0^{\frac{e_a}{2}} E_a y^2 dS$$

Soit :

$$D = \frac{E_s b e_s^3}{6} + \frac{E_s b e_s d^2}{2} + \frac{E_a b e_a^3}{12} \tag{1.12}$$

Les deux premiers termes représentent la contribution des peaux et le dernier terme, celle de l'âme.
Des approximations sont souvent faites, selon l'épaisseur des peaux et la rigidité de l'âme du sandwich. En effet, pour les sandwichs à faible épaisseur de peaux ($e_s \ll e_a$), le premier terme est négligé et lorsque le module d'élasticité de l'âme ($E_a \ll E_s$ ) est petit, le troisième terme est négligé.
La rigidité en cisaillement, calculée à partir de l'équation(1.11), a pour expression :

$$U = \frac{b(e + e_a)^2}{4\, e_a} G_a \tag{1.13}$$

#### 1.3.3.2.3. Expressions des contraintes

##### 1.3.3.2.3.1. Contraintes de traction ou de compression

Dans le cas d'une poutre sandwich en flexion simple et en un point donné d'ordonnée y d'une couche $i$ (peau ou âme) en matériau de module d'Young $E_i$ (module de traction ou de compression), la contrainte normale $\sigma_{xx}$ suivant l'axe $xx$, s'écrit :

$$\sigma_{xx} \approx E_i.\varepsilon_{xx}$$

Avec la déformation de la fibre au point considéré, qui vaut :

$$\varepsilon_{xx} = {}^{y}/_{\rho}$$

La courbure étant : $${}^{1}/_{\rho} \approx {}^{M_z}/_{D}$$

Il vient :

$$\sigma_{xx} \approx \frac{M_z.y}{D} E_i \tag{1.14}$$

Lorsque l'effet de l'effort normal n'est pas négligeable, $\sigma_{xx}$ vaut :

$$\sigma_{xx} \approx \left(\frac{N}{C} + \frac{M_z.y}{D}\right) E_i \tag{1.15}$$

Avec $C = < ES > = \int_S E(y)dS$

La contrainte $\sigma_{xx}$ présente alors à l'interface une discontinuité du fait du rapport des modules d'Young. Ceci explique que ce sont les peaux qui assurent la résistance au moment de la flexion. Dans le cas où la poutre est suffisamment épaisse et les peaux sont minces, celles-ci sont pratiquement en traction ou en compression. Dans l'assemblage, les peaux étant éloignées de la ligne neutre par l'âme, leur apport en rigidité sera donc nettement plus grand. Cependant, il est nécessaire de vérifier que les contraintes de cisaillement qui se développent aux interfaces restent compatibles avec la résistance des joints entres les différents matériaux.

#### 1.3.3.2.3.2. Contrainte de cisaillement

La contrainte de cisaillement dans l'âme est formulée de façon à prendre en compte l'hétérogénéité de la structure du sandwich. Elle s'exprime par la relation :

$$\tau_c = \frac{T_y}{Db} \sum SE \tag{1.16}$$

Où b représente la largeur de la section au niveau d'un point d'ordonnée $y_1$ (figure 1.11), E, le module d'Young apparent et S, le moment statique par rapport à l'axe des Y, de la partie de la section transversale pour laquelle $y \geq y_1$.

Avec :

$$\sum SE = E_s \frac{be_s d}{2} + E_c \frac{b}{2}\left(\frac{e_c^2}{4} - y^2\right) \tag{1.17}$$

La contrainte de cisaillement au niveau y vaut alors :

$$\tau_c = \frac{T_y}{D}\left[E_s \frac{e_s d}{2} + \frac{E_c}{2}\left(\frac{e_c^2}{4} - y^2\right)\right] \tag{1.18}$$

Au centre de la section ($y = 0$), $\tau_c$ est maximale et vaut :

$$\tau_{c\,max} = \frac{T_y}{2D}\left(E_s e_s d + E_c \frac{e_c^2}{4}\right) \quad (1.19)$$

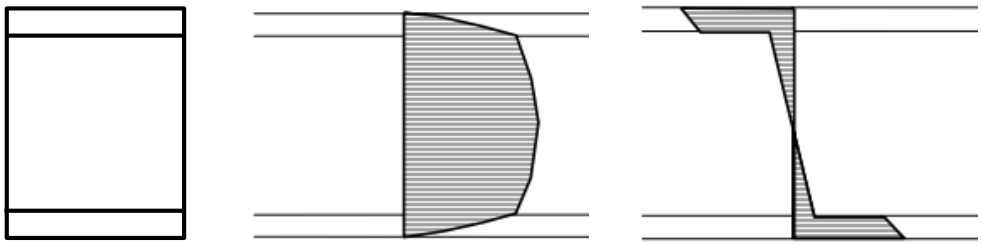
La rigidité $D_c$ de l'âme vaut :

$$D_c = \frac{b.e_c^3}{12} E_c \quad (1.20)$$

En introduisant de $D_c$ dans la formule précédente de $\tau_{c\,max}$, on trouve :

$$\tau_{c\,max} = \frac{T_y}{2D}\left(E_s e_s d + \frac{3D_c}{b.e_c}\right) \quad (1.21)$$

Les distributions de contraintes dans une section droite de poutre sandwich en flexion, peuvent être représentées comme illustrées sur la figure 1.12.



Section transversale Contrainte normale Contrainte de cisaillement

Figure 1.12: distributions des contraintes dans une section droite de poutre sandwiche (**Zenkert, 1995**).

#### 1.3.3.2.4. Comportement d'une poutre sandwiche lors d'un essai de flexion

Au cours d'un essai de flexion 3 ou 4 points, le système de charges est symétrique et l'étude sur une moitié de la poutre suffit.

##### 1.3.3.2.4.1. Cas de la flexion trois points

Lorsqu'une poutre est sollicitée à la flexion 3 points (figure 2.1.11), pour $0 \leq x < L/2$, les efforts de cohésion sont donnés par les relations :

Effort tranchant : $T_y = {}^{P}/_{2}$ ,

Moment de flexion : $M_z = -\left({}^{P}/_{2}\right).x$, pour $0 \leq x < L/2$

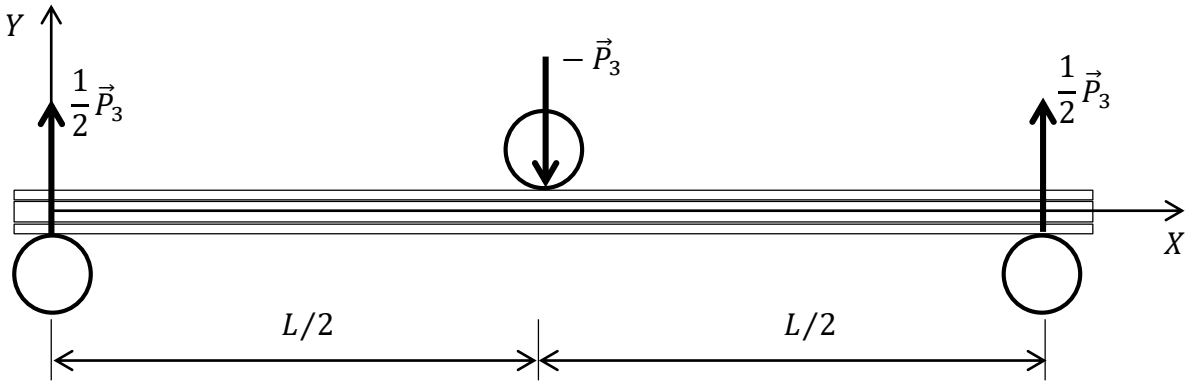



Figure 1.13: schéma de poutre en flexion 3 points.

L'équation (1.14) donne la contrainte de traction ou de compression en un point du sandwich. La valeur maximale $\sigma_{3\,max}$ de la contrainte est obtenue au niveau des semelles aux points $\left({}^{L}/_{2}, \pm {}^{e}/_{2}, z\right)$ où $M_z = {}^{-PL}/_{4}$ , avec $E_i = E_s$ ; elle s'écrit alors :

$$\sigma_{3\,max} = \pm \frac{P_3.e.L}{8D} E_s \tag{1.22}$$

La contrainte de cisaillement maximale vaut :

$$\tau_{3\,max} = \frac{P}{4D}\left(E_s e_s d + E_c \frac{e_c^2}{4}\right) \tag{1.23}$$

Pour les sandwichs à peaux minces et au matériau d'âme flexible ($E_c \ll E_s$), les expressions simplifiées de ces contraintes sont souvent utilisées (NF T 54-606).

L'intégration de l'équation (1.9) donne l'équation de la déformée qui permet d'obtenir la valeur $w_3$ de la flèche au point de chargement ($x = {}^{L}/_{2}$) :

$$w_3 = P_3 L\left(\frac{L^2}{48D} + \frac{1}{4U}\right) \tag{1.24}$$

Dans le domaine de proportionnalité, on peut écrire :

$$\left(\frac{\Delta P_3}{\Delta w_3} L\right)^{-1} = \frac{L^2}{48D} + \frac{1}{4U} \tag{1.25}$$

Où $P_3$ est la charge appliquée à l'éprouvette au point ${}^{L}/_{2}$ .

#### 1.3.3.2.4.2. Cas de la flexion quatre points

En flexion 4 points (figure 1.14), l'effort de cisaillement et le moment de flexion ont pour expression :

$T_y = {}^{P}/_{2}$ et $M_z = -\left({}^{P}/_{2}\right).x$, quand $0 \leq x < (L_2 - L_1)/2$

Et :

$T_y = 0$ et $M_z = -P\,(L_2 - L_1)/4$, quand$(L_2 - L_1)/2 \leq x < L_2/2.$

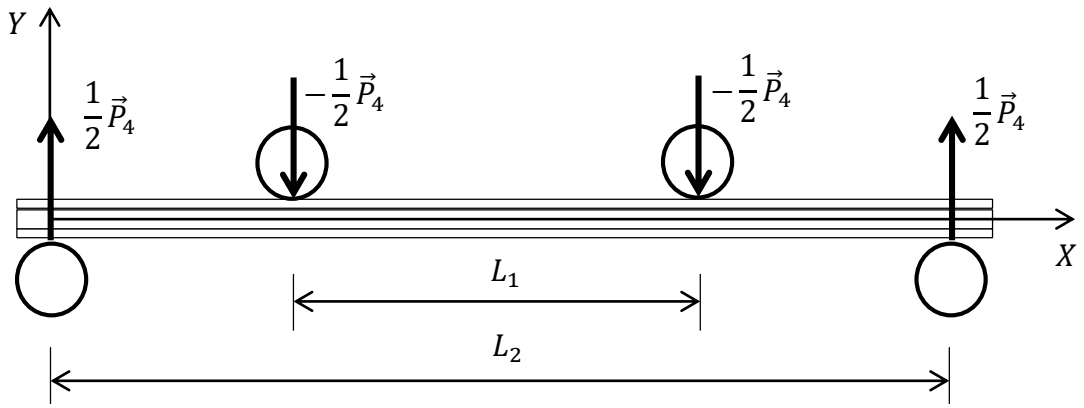



Figure 1.14: schéma de poutre en flexion quatre points.

L'intérêt de la flexion 4 points par rapport à la flexion 3 points se trouve dans l'absence d'effort tranchant dans la zone entre les deux appuis intérieurs. Dans cette zone, le flux de contrainte dans l'épaisseur du sandwich est constant.
De la même manière qu'en flexion 3 points, on calcule les contraintes qui valent :

$$\sigma_{4\,max} = \frac{P_4(L_2 - L_1)e}{8D} E_s \tag{1.26}$$

$$\tau_{4\,max} = \frac{P_4}{4D}(E_s e_s d + E_c \frac{e_c^2}{4}) \tag{1.27}$$

On calcule également la flèche $w_4$ au point de chargement, $x = (L_2 - L_1)/2$, qui vaut :

$$w_4 = P_4(L_2 - L_1)\left[\frac{(L_2 - L_1)(L_2 + 2L_1)}{48D} + \frac{1}{4U}\right] \tag{1.28}$$

Dans le domaine de proportionnalité, on peut écrire :

$$\left[\frac{\Delta P_4}{\Delta w_4}(L_2 - L_1)\right]^{-1} = \frac{(L_2 - L_1)(L_2 + 2L_1)}{48D} + \frac{1}{4U} \tag{1.29}$$

#### 1.3.3.3. Méthodes expérimentales de détermination des propriétés élastiques d'un sandwich en flexion

A partir des essais de flexion 3 points et 4 points sur des éprouvettes de matériau sandwich, la norme NF T 54-606 (1987) permet de déterminer le module de rigidité D en flexion, le module de cisaillement U et le module de cisaillement Ga de l'âme. Le sandwich doit alors avoir des peaux de faible épaisseur et une âme de faible rigidité. Ainsi, les caractéristiques élastiques citées ci-dessus et les contraintes de rupture pourront être évaluées à l'aide d'équations proposées par la norme, qui ne sont que des formes simplifiées des équations (1.22) à (1. 29). La norme permet également de déduire la rigidité Ga à partir d'une relation qui la lie à U, sous la forme :

$$G_a = \frac{4\,e_a}{b(e + e_a)^2} U \tag{1.30}$$

Pour déterminer les mêmes rigidités, **Zenkert (1995)** propose une approche similaire à celle de la norme. Elle consiste en une double ou multiple utilisation de l'essai de flexion 3 points ou de l'essai de flexion 4 points. Pendant l'essai, l'éprouvette devra être testée au moins deux fois sur le même dispositif mais avec des distances entre appuis différentes. Cette technique a été utilisée par (**Arbaoui, 2009 ; Lakreb, 2015**) et a permis aux auteurs d'obtenir des résultats avec une bonne précision.

### 1.3.4. Modèles mathématiques classiques d'homogénéisation de la conductivité thermique

#### 1.3.4.1. Bref aperçu sur les modèles analytiques d'homogénéisation de la conductivité thermique

La conduction thermique est une propriété thermo-physique importante des matériaux de construction. Comme décrit précédemment au chapitre 1, cette propriété permet de quantifier le pouvoir isolant des matériaux. Elle représente le flux de chaleur traversant un matériau d'un mètre d'épaisseur pour une différence de température d'un degré entre les deux faces.
Le problème de la conduction thermique dans les matériaux hétérogènes est mathématiquement analogue aux problèmes de conduction électrique ou de perméabilité magnétique dans ces matériaux (**Pietrak et al., 2015**). De nombreux modèles ont été proposés pour prédire les propriétés macroscopiques des milieux hétérogènes, sachant les propriétés et les fractions volumiques des constituants. Ces modèles sont connus sous le nom de la théorie d'homogénéisation. Dans ces modèles, les matériaux hétérogènes sont considérés comme étant macroscopiquement homogène.
D'un point de vue macroscopique, les milieux solides hétérogènes peuvent être classés en deux catégories : les milieux poreux et les milieux ‘’non poreux’’. Les travaux sur les modèles prédictifs de la conductivité thermique des milieux poreux sont abondants et ont été largement repris dans une revue bibliographique par **Wyczolkowski (2016)**.
La littérature sur les modèles concernant les milieux ‘’non poreux’’ est également abondante. Sur l'ensemble des modèles d'homogénéisation de la conductivité thermique que nous avons rencontrés au sujet des milieux ‘’non poreux’’, le composite est considéré comme un matériau multiphasique constitué d'une matrice comportant des inclusions. La matrice est supposée continue et les inclusions, discontinues. La variabilité des modèles dans leur ensemble est dictée par la forme et la distribution des inclusions. La grande majorité des modèles portent sur les inclusions de forme sphérique. On peut citer le modèle de **Maxwell (1904)**, celui de **Bruggeman (1935)** approfondi par **Landauer (1952)** repris par **Pietrak et al.** (**2015**) dans leur revue bibliographique ; on peut également citer le modèle de **Every et al. (1992)** basé sur la même approche que celui de **Bruggeman (1935)**, le modèle de **Rayleigh (Bird, 2007)** et beaucoup d'autres modèles comme ceux de **Hasselman-Johnson** (**1987**), **Tavangar et al.** (**2007**), **Lewis-Nielsen (Conway, 2013**), etc. Les modèles qui traitent des inclusions de forme allongée (cylindrique ou prismatique) ne sont pas nombreux. Dans cette revue, nous nous limiterons aux modèles mathématiques classiques d'approximation de la valeur de la conductivité thermique pour les configurations géométriques proches de celle du matériau sandwich élaboré, c'est-à-dire celles portant sur les inclusions de forme allongée.

#### 1.3.4.2. Règle de mélange

Les modèles de conductivité thermique les plus basiques commencent par la règle de mélange (**McCullough, 1985**). La règle de mélange est utilisée par plusieurs auteurs (**Kawasaki, 2006 ; Pasztory, 2011**). Les modèles les plus basiques utilisent la règle de mélange standard ou la règle de mélange inverse. Certains auteurs (**Kim, 2016**) encadrent la valeur de la conductivité thermique par deux bornes, en utilisant ces deux variantes de la règle de mélange. Ils considèrent que la borne inférieure (ou borne de Voigt, modèle série) est donnée par la règle de

mélange inverse (équation 1.31) et que la borne supérieure (ou borne de Reuss, modèle parallèle) est donnée par la règle de mélange standard (équation 1.32).

$$\lambda_{-}^{*} = \left(\frac{1-\varepsilon}{\lambda_1} + \frac{\varepsilon}{\lambda_2}\right)^{-1} \tag{1.31}$$

$$\lambda_{-}^{*} = (1-\varepsilon)\lambda_1 + \varepsilon\lambda_2 \tag{1.32}$$

### 1.3.4.3. Modèle de Rayleigh

Dans son travail sur les inclusions, Rayleigh a développé des expressions analytiques pour la conductivité thermique effective d'un composite de type - matrice continue renforcée de fibres cylindriques parallèles disposées en réseau cubique simple uniaxial (figure 1.15).

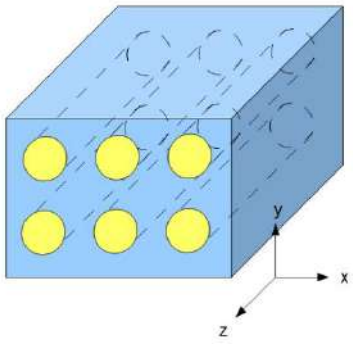



Figure 1.15: schéma de composite unidirectionnel à inclusions cylindriques dans une matrice continue (**Pietrak et al., 2015**).

La conductivité thermique d'un tel matériau dépend de la direction considérée. En supposant que z est l'axe parallèle aux fibres, les formules de Rayleigh sont :

$$\frac{k_{eff,zz}}{k_m} = 1 + \left(\frac{k_1 - k_m}{k_m}\right)\emptyset \tag{1.33}$$

$$\frac{k_{eff,xx}}{k_m} = \frac{k_{eff,yy}}{k_m} = 1 + \frac{2\emptyset}{C_1 - \emptyset + C_2(0{,}3058\emptyset^4 + 0{,}013363\emptyset^8 + \cdots)} \tag{1.34}$$

Où : $C_1 = \frac{k_1+k_m}{k_1-k_m}$ et $C_2 = \frac{k_1-k_m}{k_1+k_m}$

### 1.3.4.4. Modèle Hasselman-Johnson

**Hasselman - Johnson** (**1987**) ont proposé un formalisme mathématique pour une phase matricielle continue avec des inclusions cylindriques (équation 1.35) et prismatiques (équation 4.28) orientées perpendiculairement au flux de chaleur. Selon les auteurs, l'équation (1.35) est équivalente au résultat de Rayleigh pour des inclusions cylindriques perpendiculaires au flux de chaleur. L'équation 1.36 proposée par les auteurs (**Hasselman et Johnson, 1987**) pour des inclusions prismatiques, prend la forme de la borne inférieure de la conductivité thermique (borne de Voigt ou loi des mélanges inverse), lorsque la conductance thermique $h_c$ (qui traduit

l'inverse de la résistance thermique à l'interface des phases) tend vers l'infini. Parallèlement, **Benveniste et Miloh (1986)** ont obtenu des expressions similaires pour les composites en utilisant une analyse micromécanique.

$$k_{eff} = k_m \frac{\left(\frac{k_1}{k_m} - \frac{k_1}{ah_c} - 1\right)\emptyset + \left(\frac{k_1}{k_m} + \frac{k_1}{ah_c} + 1\right)}{\left(1 - \frac{k_1}{k_m} + \frac{k_1}{ah_c}\right)\emptyset + \left(1 - \frac{k_1}{k_m} + \frac{k_1}{ah_c}\right)} \quad (1.35)$$

$$k_{eff} = \frac{k_1}{\left(1 - \frac{k_1}{k_m} + \frac{2k_1}{ah_c}\right)\emptyset + \frac{k_1}{k_m}} \quad (1.36)$$

**Conclusion**

A travers ce premier chapitre, la revue de la littérature sur les composites bois – plastiques, sur le matériau constitué de la partie interne du rachis du *R. hookeri* et sur les matériaux de structure sandwiche, a été présentée. On peut retenir que les composites bois – plastiques ont fait l'objet d'une quantité importante de travail. On peut également retenir que les propriétés technologiques des composites bois – plastiques sont contrôlées par de nombreux facteurs liés à la nature des constituants et aux procédés de fabrication mis en œuvre. De cette revue, retient particulièrement que les connaissances sur les composites bois – polystyrène mis en forme suivant le procédé de moulage par compression à froid sont très limitées.

La revue de la littérature sur le matériau constitué de la partie interne du rachis du *R. hookeri* a également permis de constater que ce matériau reste peu connu du point de vue de ses propriétés technologiques.

Quant au matériau sandwich, on peut retenir que la littérature est abondante. En revanche, les connaissances sur les matériaux sandwichs élaborés au moyen de ressources et technologies à la portée des pays en développement, sont limitées. La revue a permis de clarifier le concept et le fonctionnement d'un matériau sandwich. Elle a également permis de faire le point des méthodes d'allègement de l'âme des matériaux sandwichs. On retient de cette revue que la théorie des poutres constitue un outil intéressant pour étudier les panneaux de structure sandwiche en flexion.

Dans l'ensemble, la revue de la littérature que nous avons faite nous a permis de définir les plans d'échantillonnage utilisés et les méthodes appropriées dont l'essentiel est présent dans le chapitre suivant.

# CHAPITRE 2 : Matériaux, Matériel et Méthodes

## Introduction

Dans le but d'atteindre les objectifs fixés par la présente thèse, une démarche méthodologique a été mise en œuvre. Elle a consisté à d'abord concevoir le matériau sandwich et à en définir les matériaux de base. Ensuite, les propriétés des matériaux de base ont été évaluées pour permettre d'apprécier leur capacité à servir de matériaux des couches du sandwich. Puis, le procédé de fabrication a été mis en œuvre pour réaliser le matériau sandwich. Enfin, ses propriétés ont été étudiées.

Le but de ce chapitre est de présenter les différents matériaux de base, le matériel et les méthodes utilisés pour atteindre les objectifs fixés. Comme dans le cas du chapitre précédent, ces matériaux de base, matériel et méthodes seront présentés pour chacun des trois types de matériaux à l'étude, c'est-à-dire les composites CBPo et CBPl, la PIRR et le matériau sandwich. Cinq rubriques seront consacrées à cette présentation.

La 1ère rubrique exposera les matériaux, le matériel et les méthodes utilisés sur réaliser l'étude des CBPo et CBPl. Comme annoncé en introduction, les propriétés technologiques des CBPo sont peu connues, et vont donc recevoir une attention particulière dans le présent travail. Il s'agira d'étudier les propriétés de mise en forme, celles physiques, mécaniques, thermo-physiques et biologiques. Il s'agira également d'étudier l'influence des facteurs pertinents qui contrôlent les principales propriétés de ces matériaux. On cherchera donc à considérer pour l'essentiel, les variables susceptibles d'affecter les propriétés des CBPo. Ces variables sont retenues pour être approfondies à la suite d'études exploratoires orientées par l'état de l'art réalisé ; elles sont de deux types : les variables de formulation et celles de fabrication. Les variables de formulation prises en compte sont la teneur en sciure de bois, la granulométrie des sciures de bois, l'essence de bois, la présence ou non de fibres végétales dans le CBPo, la teneur en fibres. Les variables de fabrication retenues sont la pression de compactage et la température de séchage. On essayera surtout de trouver des pistes d'amélioration des propriétés mécaniques du CBPo, sans chercher à faire une optimisation rigoureuse. Ainsi, certains croisements de variables seront donc intentionnellement faits et, certaines propriétés mécaniques, en particulier de flexion, vont être évaluées avant d'autres (traction, compression), l'idée étant d'aboutir à des propriétés de traction améliorées. Pour le compte des propriétés mécaniques, particulièrement en traction, l'influence de l'humidité va être explorée.

Les essais réalisés sur les CBPl sont celles physiques, mécaniques et thermiques. De même, l'échantillonnage utilisé est uni-varié et concerne la taille des particules de bois ; les classes de tailles (ou classes granulaires, Cg) analysées sont Cg160, Cg315 et Cg630.

La 2ème rubrique portera sur le matériau végétal, le matériel et les méthodes utilisés pour caractériser la PIRR. Une description de la technique de collecte et de l'échantillonnage de la PIRR à partir des feuilles du palmier *R. hookeri*, sera présentée. Les essais réalisés – caractérisation anatomique, essais physiques (masses volumiques et retraits), essais mécaniques (BING, flexion, compression) et thermo-physiques (conductivité et effusivité thermique) – seront décrits.

La 3ème rubrique sera consacrée à la démarche méthodologique utilisée pour élaborer le matériau sandwich. Cette démarche est en deux volets : le premier porte sur la conception du matériau sandwich et consiste principalement en une recherche de voies de solution en vue de

l'allègement de l'âme du matériau. Le deuxième volet traite de la méthode de fabrication du matériau sandwich.
La 4ème rubrique portera sur la caractérisation expérimentale du matériau sandwich. Les essais réalisés pour mener l'étude expérimentale seront décrits. Il s'agira des essais physiques (masse volumique, absorption et gonflement en épaisseur), essais mécaniques (flexion 3 points et 4 points, compression, cohésion interne) et thermo-physique (conductivité thermique). Les matériaux de base utilisés sont des variantes de CBPo, CBPl et la PIRR choisies sur la base de leurs propriétés.
Dans la 5ème rubrique, il sera présenté la modélisation des principales propriétés mécaniques et thermo-physique du matériau sandwich. Les propriétés concernées sont celles en flexion (rigidité en flexion, contrainte et déformation) et la conductivité thermique.

## 2.1. Caractérisation des composites bois-PSE (CBPo) et bois-PEBD (CBPl)

Les matériels et méthodes utilisés pour réaliser l'étude des composites CBPo et CBPl sont décrits dans cette partie. Afin d'étudier les multiples propriétés du CBPo dépendamment des nombreuses variables qui les influencent, un programme expérimental a été élaboré. Ce programme est présenté dans le tableau 1.1. Dans ce tableau, les cases cochées au symbole '' x '' indiquent les propriétés étudiées et les variables associées.

### 2.1.1. Matériaux de base et fabrication des composites

#### 2.1.1.1. Matériaux de base et fabrication des CBPo

##### 2.1.1.1.1. Matériaux de base utilisés pour les CBPo

###### 2.1.1.1.1.1. Matériaux pour matrice des CBPo : polystyrène expansé (PSE) d'emballage recyclé

Le PSE utilisé pour élaborer les CBPo, a été collecté (Photo 2.1-a) dans des magasins de vente de motocycles, d'appareils électroménagers et sur des décharges de déchets de la ville de Cotonou (Bénin). Il a été nettoyé puis réduit en fragments de taille ≤ 5 cm (photo 2.1-b).

Photo 2.1-a

Photo 2.1-b

Photo 2.1: échantillon de PSE a) dans l'état de récupéré, et b) dans l'état nettoyé et fragmenté, prêt à être utilisé.

#### 2.1.1.1.1.2. Matériaux pour charges/renforts : farines de bois et fibres végétales

##### 2.1.1.1.1.2.1. Farines de bois recyclées

Les farines de bois utilisées pour la fabrication des panneaux CBPo sont essentiellement la sciure de Gmelina obtenue de l'ONAB (Cotonou), la sciure de Teck de la société Béko (Bohicon) et la sciure d'Afzelia fournie par une entreprise de menuiserie (Cotonou). Les propriétés technologiques du bois massif de ces essences sont disponibles dans l'Atlas des bois tropicaux (**Gérard et al., 2016**).

Le choix de ces essences est lié à leur importance au Bénin ; elles sont largement disponibles et utilisées pour leur fort potentiel de transformation associé à leur valeur ajoutée élevée. Ces sciures ont été débarrassées manuellement de toutes impuretés (écorces, débris, etc) puis étuvées à 103 ± 1 °C pendant 6 heures (photos 2.2). Ensuite, elles ont été passées aux tamis (série de 2,5 mm ; 1,25 mm ; 0,630 mm ; 0,315 mm ; 0,160 mm, fond de tamis (FT)). Leurs distributions granulométriques sont présentées sur les figures 2.1. Elles montrent que la sciure de Gmelina utilisée est principalement (plus de 85%) constituée de façon décroissante en proportion, des classes granulaires Cg315, Cg160 et Cg630 (figure 2.1-a), celle de Teck, des classes Cg630, Cg315, Cg1250 et Cg160 (figure 2.1-b), et celle d'Afzelia, des classes Cg315, Cg630 et Cg160 (figure 2.1-c). Dans l'ensemble, la classe dominante est Cg315 ; ceci justifie en partie son utilisation pour l'élaboration de nombreux échantillons. Les différentes classes de sciures ont à nouveau été séchées à l'étuve à une teneur en eau d'environ 1%, avant leur utilisation.

Tableau 2.1: programme expérimental utilisé pour l'étude des CBPo.

| Propriétés | | Variables d'étude | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | Variables de formulation | | | | Paramètres de fabrication et autres | | |
| | | Granulométrie de la sciure | Teneur en sciure de bois | Espèce de bois de la sciure | Fibres ajoutées | Pression de compactage | Température de séchage | Humidité |
| Propriétés physiques et autres | Propriétés de mise en forme | x | x | - | - | - | - | - |
| | Masse volumique | x | x | x | x | x | x | - |
| | Porosité | x | x | x | x | x | x | |
| | Absorption | x | x | x | | | | |
| | Gonflement | x | x | x | | | | |
| Propriétés mécaniques | Traction | x | x | x | x | | x | x |
| | Compression | x | x | x | - | - | - | - |
| | Flexion 3 points | x | x | x | x | x | x | - |
| Propriétés thermiques | Conductivité thermique | x | x | x | x | x | - | - |
| | Effusivité thermique | x | x | x | x | x | - | - |
| Propriétés biologiques | Durabilité vis-à-vis des champignons | x | x | x | x | - | - | - |
| | Durabilité vis-à-vis des termites | x | x | x | x | - | - | - |

Tableau 2. 2: identification des classes granulaires.

| Désignation des classes granulaires | Signification | Taille ‘’d’’ des particules (mm) |
|---|---|---|
| FT | Fond de tamis | d < 0,160 |
| Cg160 | Refus sur tamis de 0,160 mm | 0,160 ≤ d < 0,315 |
| Cg315 | Refus sur tamis de 0,315 mm | 0, 315 ≤ d < 0,630 |
| Cg630 | Refus sur tamis de 0,630 mm | 0, 630 ≤ d < 1,250 |
| Cg1250 | Refus sur tamis de 1,250 mm | 1,250 ≤ d < 2,500 |

Photo 2.2-a Photo 2.2-b Photo 2.2-c

Photo 2.2: sciures du bois de a) Gmelina, b) Teck et c) Afzelia.

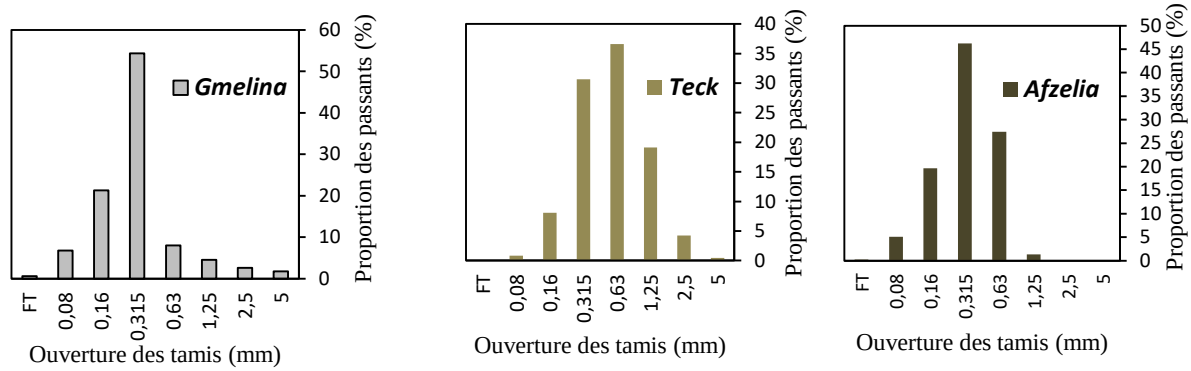



Figure 2.1-a Figure 2.1-b Figure 2.1-c

Figure 2.1: distribution granulométrique des sciures de a) Gmelina, b) Teck, c) Afzelia.

#### 2.1.1.1.1.2.2. Fibres végétales utilisées

##### 2.1.1.1.1.2.2.1. Fibres de chanvre

Les fibres de chanvre (la filasse) sont de longues fibres souples qui proviennent des parties externes (écorce cortex) de la tige de l’espèce chanvre. Le chanvre est une plante annuelle herbacée, une angiosperme dicotylédone de la famille des Cannabinaceae. Les fibres de chanvre représentent environ 30% de la masse sèche de la tige et sont utilisées dans le textile, la

papeterie et les matériaux de construction et d'isolation. Les propriétés physiques et mécaniques de la fibre de chanvre sont présentées dans le tableau 2.3. Les fibres de chanvre utilisées dans le présent travail (photo 2.3) ont été obtenues auprès d'une société de vente de matériaux de construction dans la ville de Cotonou (Bénin). Leurs diamètres varient entre 0,1 et 0,2 mm. Elles ont été découpées manuellement à l'aide d'une paire de ciseaux sur une longueur comprise entre 15 et 20 mm, puis elles ont été étuvées à 103 ± 2 °C pendant 6 heures avant leur utilisation.

#### 2.1.1.1.1.2.2.2. Fibres de bois d'Afzelia

Comme mentionné précédemment, l'Afzelia est une essence de bois largement utilisée au Bénin. Il a de bonnes propriétés physiques et mécaniques et est connu pour ses usages dans la construction. Ses copeaux assimilables à des faisceaux de fibres, sont utilisés dans l'objectif de renforcer les CBPo à l'étude. Les copeaux utilisés ont été collectés dans une menuiserie de la ville de Cotonou. Ils ont une épaisseur comprise 0,2 à 0,5 mm. Ils ont été passés au tamis pour récupérer ceux de longueur comprise entre 5 à 10 mm, puis ils ont été étuvés à 103 ± 2 °C pendant 6 heures avant leur utilisation (photo 2.4).

Tableau 2.3: propriétés physiques et mécaniques de la fibre de chanvre (**Wambua et al., 2003**).

| Propriétés | Masse volumique (g/cm3) | Absorption d'eau (%) | Contrainte de traction (MPa) | Module de traction (GPa) |
|---|---|---|---|---|
| Fibre de chanvre | 1,48 | 8 | 550 - 900 | 70 |

Photo 2.3: fibres de chanvre.

Photo 2.4: fibres (copeaux) de bois d'Afzelia.

#### 2.1.1.1.2. Fabrication des échantillons de CBPo

Les morceaux de PSE sont dissous dans de l'essence ; cette dissolution conduit à obtenir une colle (photo 2.5-a) qui sert de matrice pour le CBPo (**Agoua et al., 2013**). Dans le présent travail, un rapport optimal de masse essence / masse polystyrène = 1,22 est utilisé. Ce rapport a été déterminé expérimentalement afin de minimiser la quantité d'essence, solvant volatil, dont l'évaporation conditionne le durcissement du composite.

Les formulations à la base des différents CBPo étudiés sont explicitement présentées pour chaque type d'essai selon les variables pertinentes ciblées. Pour toutes les formulations, la colle de polystyrène est mélangée à la farine de bois, avec ou sans fibres, à l'aide d'un malaxeur (photo 2.5-b) de marque Hobart (modèle A200, pale de type ''B''; fréquence de rotation de la pale, 107 trs.min$^{-1}$ ; fréquence de rotation de l'axe de la pale, 61 trs.min$^{-1}$) qui permet d'obtenir une bonne homogénéité du mélange au bout de 30 secondes. Les composites ainsi obtenus ont

été étalés et exposés à l'air libre pendant 20 minutes, avant d'être moulés à froid par compression. Le moulage des panneaux (utilisés pour tous les essais sauf l'essai de pressage présenté dans la suite du document) a été réalisé à l'aide d'un moule (photo 2.5-c) de dimensions intérieures 138 x 571 mm² et d'une presse mécanique (photo 2.5-d) de capacité 150 tonnes. Les panneaux ont été moulés à une épaisseur finale de 10 mm (valeur nominale), excepté ceux destinés à l'essai de compression qui ont été moulés à 30 mm. Ils ont été ensuite séchés à l'air libre (25°C environ) pendant trois semaines. La photo 2.6 montre quelques exemples de panneaux obtenus.

Photo 2.5-a

Photo 2.5-b

Photo 2.5-c

Photo 2.5-d

Photos 2.5: étapes de fabrication du CBPo : a) colle de PSE obtenue après dissolution de PSE fragmenté dans de l'essence, b) mélange de la colle de PSE avec la farine de bois, c) étalement du mélange dans le moule, après exposition à l'air et, d) compactage du composite en moule sur presse mécanique.

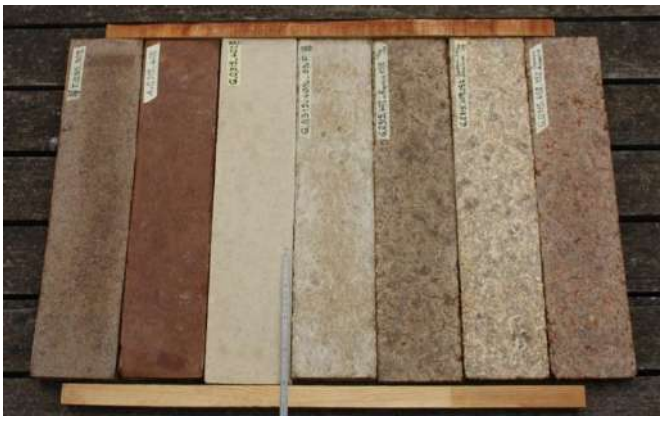


Photo 2.6: exemples de panneaux (échantillons) de CBPo fabriqués, prêts à être usinés.

#### 2.1.1.2. Matériaux de base et fabrication des composites des CBPl

##### 2.1.1.2.1. Matériaux de base pour les CBPl

Les CBPl ont été élaborés à partir de farine de bois de Gmelina présentée précédemment et de déchets de sachets plastiques (sacs en PEBD). Ces derniers ont été collectés sur les décharges de la Commune d'Abomey-Calavi. Ils ont été nettoyés de toutes impuretés à l'eau savonneuse, rincés et séchés à l'air libre. La photo 2.7 en montre un échantillon prêt à l'utilisation pour les composites.

Photo 2.7: déchets de sachets plastiques (sacs en PEBD).

##### 2.1.1.2.2. Fabrication des CBPl

Le procédé de fabrication utilisé est celui développé par **Chanhoun et al. (2018)**. Il consiste à fondre les sachets plastiques puis à mélanger le fondu avec la farine de bois ; le composé obtenu est ensuite moulé. Dans le présent travail, les sachets en plastiques ont été chauffés jusqu'à la fusion, à l'aide d'une marmite et d'un foyer alimenté au gaz domestique. La température de chauffe était maintenue entre 160 °C et 170 °C jusqu'à la fonte complète des plastiques. Un capteur de température à distance a été utilisé pour le contrôle. Ensuite, le mélange avec la sciure de bois a été fait manuellement et le composite a été coulé dans un moule ; le moule utilisé est le même que celui ayant servi à la fabrication des panneaux CBPo. La photo 2.8 montre deux panneaux CBPl obtenus.

Photo 2.8: panneaux CBPl.

### 2.1.2. Matériel et méthodes de caractérisation des composites CBPo et CBPl

#### 2.1.2.1. Matériel et méthodes de caractérisation du comportement des CBPo pendant la mise en forme

La caractérisation du comportement des CBPo pendant la mise en forme a été réalisée sur la base du plan d'échantillonnage présenté dans le tableau 2.4. Les variables considérées sont la taille et la teneur en particules de bois (Teck).

Tableau 2.4: échantillonnage du CBPo pour l'étude de la mise en forme.

| Taille des particules de bois (classes granulaires) | Teneur en colle de PSE (%) | Teneur en particules de bois (%) | Désignation des échantillons |
|---|---|---|---|
| T_160 | 70 | 30 | T_160_30% |
| | 60 | 40 | T_160_40% |
| | 50 | 50 | T_160_50% |
| T_315 | 70 | 30 | T_315_30% |
| | 60 | 40 | T_315_40% |
| | 50 | 50 | T_315_50% |
| T_630 | 70 | 30 | T_630_30% |
| | 60 | 40 | T_630_40% |
| | 50 | 50 | T_630_50% |
| T_1250 | 70 | 30 | T_1250_30% |
| | 60 | 40 | T_1250_40% |
| | 50 | 50 | T_1250_50% |

##### 2.1.2.1.1. Matériel et méthodes de caractérisation du comportement des CBPo lors du pressage

L'essai de pressage (moulage par compression à froid) vise à déterminer le taux de compactage optimal, en fonction de la force de pressage, qui permettrait d'avoir un composite moins poreux, ce qui optimiserait ses propriétés physiques et mécaniques. Pour ce faire, il a été fabriqué un moule cylindrique robuste de type système cylindre-piston (diamètre intérieur 40 mm, hauteur 160 mm, épaisseur 10 mm). Ce moule a été utilisé avec une machine d'essai de compression (capacité 250 kN) dotée d'un système d'acquisition de données (photo 2.9). Le moulage des échantillons a été réalisé avec une vitesse de chargement de 1 kN / s, jusqu'à 220 kN (175 MPa), suivi d'un maintien en charge pendant une durée de 5 min. Pour chaque échantillon, le graphe de variation de la pression ($p$) en fonction du taux de compactage ($T_c$) a été construit ;
Avec :

$$p = 4F/\pi D^2 \quad (2.1)$$

Et :

$$T_c = 100 * (h_0 - h)/h_0 \quad (2.2)$$

où $F$ est l'effort instantané de compression, $D$ le diamètre intérieure du moule ($D = 40\ mm$), $h_0$ la hauteur initiale de l'échantillon ($h_0 = 160\ mm$) et $h$ sa hauteur à l'instant t.

Le taux maximum de compactage d'un échantillon est déterminé comme étant l'ordonnée à l'origine de la droite asymptote pour les grandes valeurs de la pression.

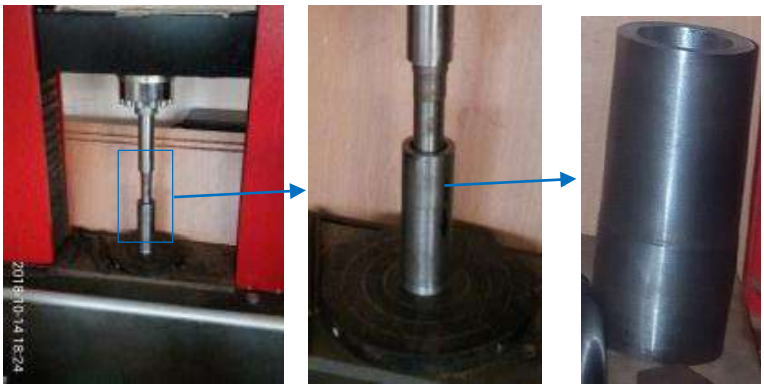


Photo 2.9-a Photo 2.9-b Photo 2.9-c

Photo 2.9: essai de pressage du CBPo : a) montage d'essai de pressage réalisé, b) moule cylindrique utilisé et c) partie femelle du moule.

#### 2.1.2.1.2. Matériel et méthodes de caractérisation du comportement des CBPo après moulage

Dès le démoulage (instant où la charge de compression est enlevée), l'évolution des paramètres (masse et dimensions) des échantillons a été suivie et enregistrée pendant 60 jours. Un chronomètre (pour les premières 24h), un pied à coulisse numérique au 1/50$^{ème}$ et une balance digitale précise à 0,01 g, ont été utilisés. Pour chaque échantillon (figure 2.2), les graphes de variation des dimensions dans le sens longitudinal (hauteur) et dans le sens transverse (diamètre) (rapportées aux dimensions initiales), et le graphe de variation de la masse (rapportée à la masse initiale) en fonction du temps, ont été construits. Les taux maximums de recouvrance de dimensions (sens longitudinal et sens transverse) et de perte de masse ont été déterminés comme étant l'ordonnée à l'origine de la droite asymptotique dans la zone de stabilisation.

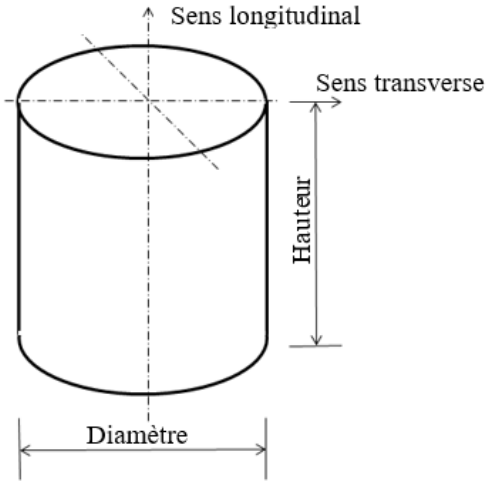



Figure 2.2: schéma d'un échantillon cylindrique, pour l'essai de pressage.

### 2.1.2.2. Matériel et méthodes de caractérisation physique des CBPo et CBPl

#### 2.1.2.2.1. Mesure des masses volumiques et de la porosité des CBPo et CBPl

##### 2.1.2.2.1.1. Mesure des masses volumiques, apparente et particulaire des CBPo et CBPl

Les mesures de masses volumiques apparente et particulaire ont été réalisées au laboratoire de physique et mécanique du CIRAD (Montpellier).
La masse volumique apparente $\rho_b$ est le rapport entre la masse d'un l'échantillon et son volume d'enveloppe (ou volume total). La masse des éprouvettes a été déterminée à l'aide d'une balance digitale, Mettler AE 160, de précision 0,0001g (photo 2.10) au laboratoire de physique et mécanique du CIRAD (Montpellier). Le volume d'enveloppe a été déterminé par la méthode gravimétrique (utilisation du principe de la poussée d'Archimède) : ce volume est déterminé par le poids du volume d'eau déplacée lors de l'immersion d'une éprouvette dans un bécher rempli d'eau pesé avant et après l'immersion ; la même balance a été utilisée. La masse volumique apparente a été évaluée vis-à-vis des diverses variables de formulation (teneur en bois, taille des particules de bois, essence de bois, type de fibres végétales dans le CBP, teneur en fibres) et de fabrication (pression de compactage, température de séchage).
La masse volumique particulaire a été utilisée dans l'évaluation de la porosité des échantillons. La masse volumique particulaire $\rho_p$ est le rapport entre la masse d'un échantillon et le volume de la matière qui le constitue ; le volume de la matière constitutive est le volume total de l'échantillon diminué du volume occupé par les pores. Le volume de la matière constitutive a été déterminé à l'aide d'un pycnomètre à déplacement de gaz (hélium), modèle AccuPyc II 1340, équipé d'une cellule pour échantillon de 10 $cm^3$ et piloté par un ordinateur (photo 2.11). Six éprouvettes (1,3 x 1,3 x 4 $cm^3$) ont été utilisées, par échantillon. Les éprouvettes ont été préalablement déshumidifiées dans un dessiccateur à silicagel (photo 2.11). Pour chaque éprouvette, 20 cycles de mesure du volume ont été réalisés. Le volume occupé par la matière est généré par le programme de la machine. Il faut noter que ce volume intègre la porosité fermée dans le composite.

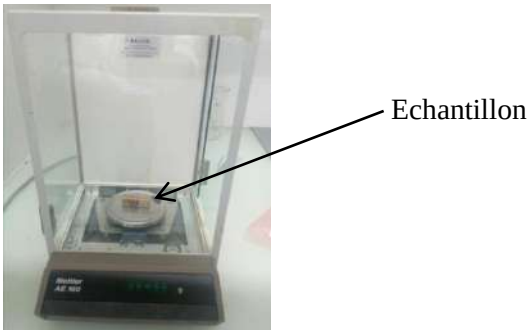



Photo 2.10: balance utilisée.

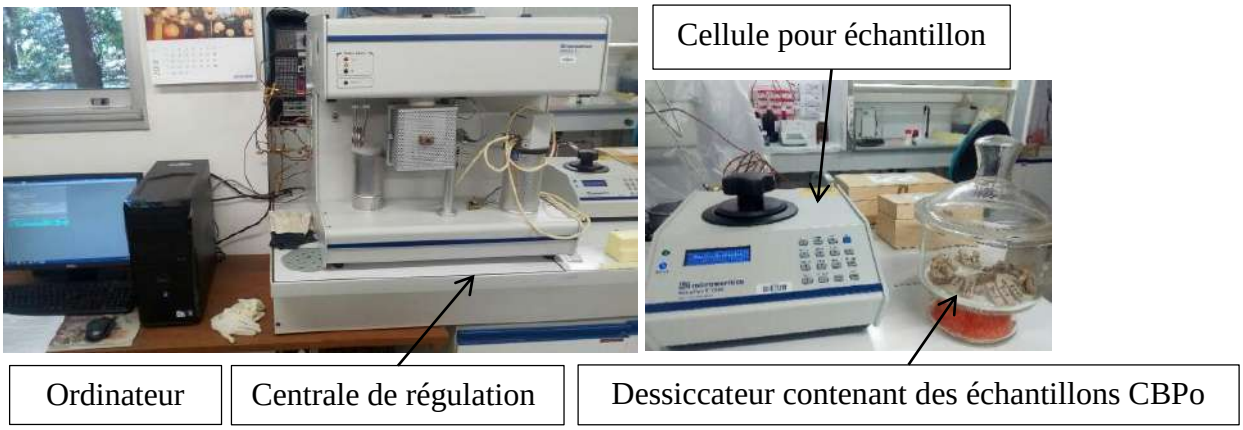



Photo 2.11: pycnomètre à déplacement de gaz (hélium) et dessiccateur utilisés.

D'autre part, la masse volumique particulaire $\rho_p$ a été déterminée en utilisant la règle de mélange. Les caractéristiques des matières ci-après sont utilisées :

- masse volumique du PS densifié (non expansé) : $\rho_o = 1{,}05\ kg.m^{-3}$;
- masse volumique de la matière ligneuse : $\rho_m = 1{,}54\ kg.m^{-3}$.

En fonction de leurs teneurs dans le composite ($\alpha_o$pour le PS densifié et $\alpha_m$ pour la matière ligneuse), la masse volumique particulaire de celui-ci est donnée par l'équation 2.3:

$$\rho_p = \alpha_o \rho_o + \alpha_m \rho_m \tag{2.3}$$

Il faut noter que la règle de mélange est la méthode utilisée pour l'ensemble des échantillons étudiés, la méthode du pycnomètre ayant servi à valider les résultats.

#### 2.1.2.2.1.2. Mesure de la porosité des CBPo et CBPl

La porosité des composites est la différence relative des masses volumiques apparente et particulaire. Pour chaque éprouvette d'un échantillon donné, la porosité $\varphi$ (en pourcentage) a été calculée à l'aide de l'équation (2.4) :

$$\varphi(\%) = 100\left(1 - \frac{\rho_b}{\rho_p}\right) \tag{2.4}$$

#### 2.1.2.2.2. Mesure des taux d'absorption et de gonflement en épaisseur des CBPo et CBPl

Les taux d'absorption et le gonflement en épaisseur ont été déterminés selon la norme ASTM D 1037-12 (2012). Ils ont été évalués en faisant varier la taille des particules de bois et leur teneur dans les composites. Pour chaque échantillon, 6 éprouvettes (dimensions 152 x 152 mm² x épaisseur originale des panneaux) ont été prélevées puis immergées dans de l'eau à 20 ± 1°C. Les masses, les dimensions et les volumes ont été déterminés après 2 h puis après 24 h. Les mesures ont été effectuées au laboratoire de Génie Civil de l'EPAC, UAC. Le taux d'absorption ou de gonflement en épaisseur de chaque éprouvette est égal au rapport (en %) entre l'augmentation de la grandeur mesurée et sa valeur initiale. Ils sont donnés par les équations (2.5) et (2.6) :

$$Abs(\%) = \frac{m_t - m_0}{m_0} \times 100 \quad (2.5)$$

$$Gfl(\%) = \frac{c_t - c_0}{c_0} \times 100 \quad (2.6)$$

$Abs$ : taux d'absorption de l'éprouvette immergée, à une date t ;
$m_t$ : masse de l'éprouvette immergée, à une date t ;
$m_0$: masse anhydre de l'éprouvette ;
$Gfl$ : taux de gonflement de l'éprouvette immergée, à une date t ;
$c_t$ : dimension de l'éprouvette immergée, à une date t ;
$c_0$: dimension de l'éprouvette à l'état anhydre.

### 2.1.2.3. Matériel et méthodes de caractérisation mécanique des CBPo et CBPl

#### 2.1.2.3.1. Essai de flexion 3 points sur les CBPo et CBPl

Les propriétés des CBPo et CBPl ont été déterminées en flexion 3 points en respect de la norme ASTM D 1037-12 (2012). L'échantillonnage des CBPo a été réalisé suivant le plan présenté dans le tableau 2.5. Au total, 21 échantillons ont été testés en vue d'évaluer l'effet des variables d'étude (variables de formulation et de fabrication). Certains échantillons (voir plan d'échantillonnage) ont été conditionnés à 60°C et 100°C à l'étuve pendant 24 heures puis à nouveau exposés à l'air libre pendant 72 h avant d'être testés. L'échantillonnage des CBPl a été fait en considérant essentiellement la taille des particules de bois. Six éprouvettes de dimensions 291 x 51 x épaisseur du panneau, ont été prélevées par échantillon. Elles ont été usinées à l'atelier de menuiserie du CIRAD, Montpellier.
La machine d'essai utilisée est une presse universelle de marque MTS instrumentée en capteur de 250 kN et pilotée par un ordinateur qui permet d'enregistrer les valeurs de charge et déflection. La photo 2.12 montre le montage d'essai utilisé (laboratoire de physique et mécanique du CIRAD, Montpellier). La vitesse de déplacement de la traverse pendant l'essai est 4 mm.min$^{-1}$. Les photos 2.13 montrent des exemples d'éprouvettes rompues en fin d'essai.
La contrainte maximale (ou module de rupture, MOR) et le module d'élasticité (MOE) ont été déterminés à l'aide des équations (2.7) et (2.8), respectivement :

$$MOR = \frac{3P_{max}L}{2bh^2} \quad (2.7)$$

$$MOE = \frac{L^3}{4bh^3} \times \frac{\Delta P}{\Delta y} \quad (2.8)$$

Avec :
$P_{max}$ : charge maximale, en N
L : distance entre appuis, en mm
b : largeur de l'éprouvette, en mm
h : épaisseur de l'éprouvette, en mm
$\frac{\Delta P}{\Delta y}$ : pente du domaine linéaire de la courbe charge-déflection, déterminée par régression linéaire pour les valeurs de charges comprises entre 10% et 40% de la charge maximale.

Tableau 2.5: échantillonnage utilisé pour l'essai de flexion des échantillons CBPo.

| Variables d'étude | | | Désignation explicite des échantillons | Désignation simplifiée |
|---|---|---|---|---|
| Intitulé | | Valeurs | | |
| Taille des particules de bois (classes granulaires) | | G _160 | G _160_40%_5MPa_25 °C | G _160 |
| | | G _315 | G _315_40%_5MPa_25 °C | G _315 |
| | | G _630 | G _630_40%_5MPa_25 °C | G _630 |
| | | G _1250 | G _1250_40%_5MPa_25 °C | G _1250 |
| Teneur en particules de bois | | 30% | G_315_30% _5MPa_25 °C | G_30% |
| | | 40% | G_315_40%_5MPa_25 °C | G_40% |
| | | 50% | G_315_50%_5MPa_25 °C | G_50% |
| Essence de bois | | Afzelia (A) | A_315_40%_5MPa_25 °C | A_315 |
| | | Teck (T) | T_315_40%_5MPa_25 °C | T_315 |
| | | Gmelina (G) | G_315_40%_5MPa_25 °C | G_315 |
| Contrainte de compactage | | 1 MPa | G_315_40%_1MPa_25 °C | G_1MPa |
| | | 3 MPa | G_315_40%_3MPa_25 °C | G_3MPa |
| | | 5 MPa | G_315_40%_5MPa_25 °C | G_5MPa |
| | | 7 MPa | G_315_40%_7MPa_25 °C | G_7MPa |
| | | 8 MPa | G_315_40%_8MPa_25 °C | G_8MPa |
| Température | | 25 °C | G_315_40%_5MPa_25 °C | G_25 °C |
| | | 60 °C | G_315_40%_5MPa_60 °C | G_60 °C |
| | | 100 °C | G_315_40%_5MPa_100 °C | G_100 °C |
| Fibres ajoutées | Fibres de chanvre | 1% | G_315_ 39%_5MPa _100 °C _1%ch | G _1%ch |
| | | 2% | G_315_38%_5MPa _100 °C _2%ch | G _2%ch |
| | | 3% | G_315_37%_5MPa _100 °C _3%ch | G_3%ch |
| | | 5% | G_315_35%_5MPa _100 °C _5%ch | G_ 5%ch |
| | Fibres d'Afzelia | 3% | G_315_37%_5MPa_25°C_3%Af | G_3%Af |
| | | 8% | G_315_32%_5MPa_25°C_8%Af | G _8%Af |
| | | 15% | G_315_25%_5MPa_25 °C_15%Af | G_15%Af |

NB : Les désignations simplifiées, G_40%, G_315, G_5MPa et G_25 °C font référence à un même échantillon (voir désignation explicite).

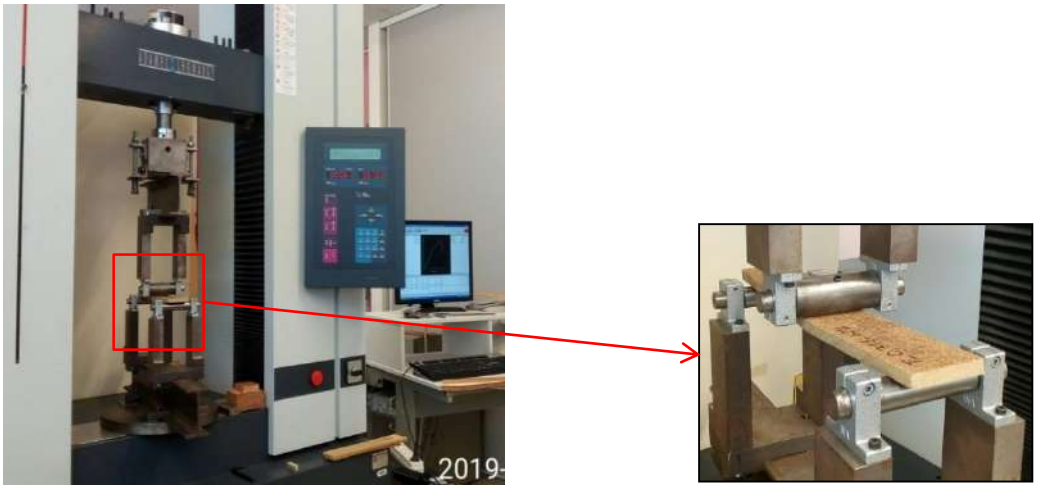


Photo 2.12: montage d'essai de flexion utilisé.

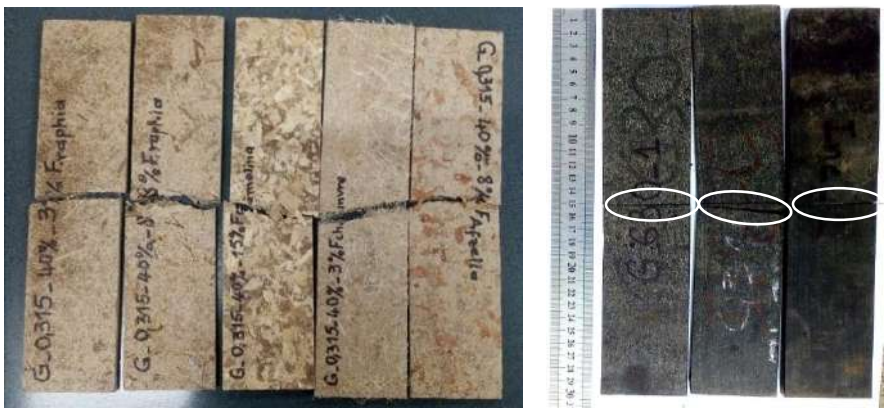


Photo 2.13-a Photo 2.13-b

Photos 2.13: éprouvettes rompues après essai de flexion 3 points a) échantillons de CBPo et, b) échantillons de CBPl. On observe une rupture dans la région centrale correspondant à la zone la plus chargée (moment de flexion maximum).

#### 2.1.2.3.2. Essai de traction sur les CBPo et CBPl

L'essai de traction sur les CBPo et CBPl a été effectué suivant la norme ASTM D 1037-12 (2012). L'échantillonnage réalisé sur les CBPo vise à étudier l'influence de certains facteurs sur les propriétés en traction ; il s'agit de la taille des particules de bois, l'essence de bois et, de façon succincte, l'humidité, la température et les fibres de chanvre. Le plan expérimental utilisé est présenté dans le tableau 2.6. Comme dans le cas de la flexion, l'échantillonnage réalisé sur les CBPl est uni-varié et porte sur la taille des particules de bois. Six éprouvettes aux dimensions normalisées (figure 2.3) ont été prélevées sur chaque échantillon. Elles ont été usinées à la scie circulaire et à la toupie dans l'atelier de menuiserie de CIRAD, Montpellier ; la photo 2.14 montre le montage d'usinage utilisé. La photo 2.15 montre des exemples d'éprouvettes obtenues après usinage. Les éprouvettes devant être séchées à 100°C ont été étuvées (photo 2.16).

Tableau 2.6: échantillonnage utilisé pour l'essai de traction des échantillons CBPo.

| Variables d'étude | | | Désignation explicite des échantillons | Désignation simplifiée |
|---|---|---|---|---|
| Intitulé | Valeurs | | | |
| Taille des particules de bois (classes granulaires) | T_160 | | T_160_40% | T_160 |
| | T_315 | | T_315_40% | T_315 |
| | T_630 | | T_630_40% | T_630 |
| | T_1250 | | T_1250_40% | T_1250 |
| Teneur en particules de bois | 30% | Référence | G_315_30% | G_315_30% |
| | | Humidité | G_315_30%_ Hu | G_315_30%_ Hu |
| | | Température | G_315_30%_ 100 °C | G_315_30%_ 100 °C |
| | | Fibre chanvre (2 %) | G_315_30%_100 °C_f | G_315_30%_100 °C_f |
| | 40% | Référence | G_315_40% | G_315_40% |
| | | Humidité | G_315_40%_Hu | G_315_40%_Hu |
| | | Température | G_315_40%_100 °C | (*)G_315_40%_100 °C |
| | | Fibre de chanvre (2 %) | G_315_40% _100 °C_f | G_315_40% _100 °C_f |
| Essence de bois (CBPo sans fibres) | Afzelia (A) | | A_315_40%_100 °C | A_100 °C |
| | Teck (T) | | T_315_40%_100 °C | T_100 °C |
| | Gmelina (G) | | G_315_40%_100 °C | (*)G_100 °C |
| Essence de bois ( CBPo avec 2% de fibres de chanvre) | Afzelia (A) | | A_315_40%_100 °C_2%ch | A_100 °C_f |
| | Teck (T) | | T_315_40%_100 °C_2%ch | T_100 °C_f |
| | Gmelina (G) | | G_315_40%_100 °C_2%ch | G_100 °C_f |

(*) : fait référence à un même échantillon.

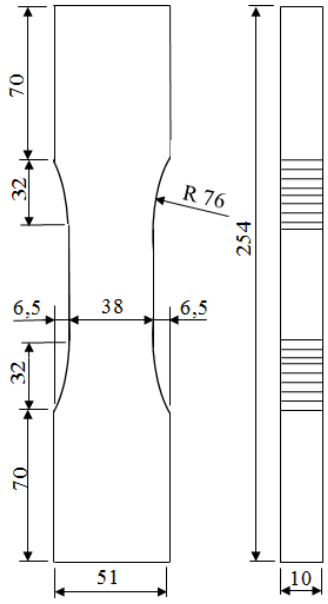



Figure 2.3: schéma d'une éprouvette de traction (dimensions en mm).

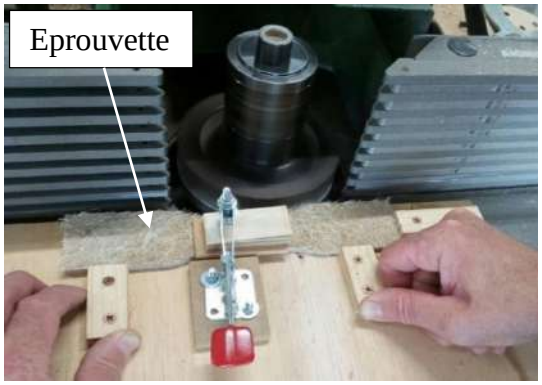



Photo 2.14: montage d'usinage utilisé pour les éprouvettes de traction.

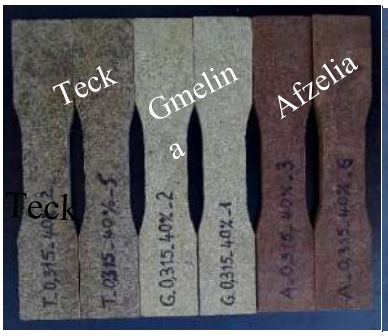



Photo 2.15-a

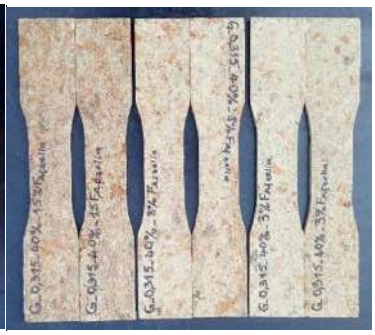


Photo 2.15-b

Photo 2.15-c

Photo 2.15-d

Photo 2.15: exemples d'éprouvettes de traction : de la gauche vers la droite a) échantillons à base de 40% de sciure de Teck, Gmelina et Afzelia ; b) échantillons à base de sciure de Gmelina et de copeaux d'Afzelia en proportions de 15 %, 8 % et 3 % ; c) échantillons à base de sciure de Gmelina et de fibres de chanvre en proportions de 1 %, 3 % et 5 % ; d) échantillons à base de 30 %, 40 % et 50 % de sciure de Gmelina et de 3 % de fibres de chanvre.

L'essai a été effectué sur une machine de marque MTS pilotée en déplacement par un ordinateur qui enregistre l'évolution du chargement. La vitesse d'essai utilisée est de 4 mm / min.
Afin de déterminer les caractéristiques élastiques locales du matériau (module d'élasticité et coefficient de Poisson), une analyse du champ de déplacement a été effectuée par la méthode de corrélation d'images numériques. Cette méthode est simple à mettre en œuvre et relativement peu onéreuse (**Wattrisse et al. 2001**). A cet effet, un mouchetis de peinture (marqueur) blanc et noir a été déposé sur la face d'observation des éprouvettes (photo 2.17-a) afin d'enrichir la texture naturelle (photo 2.17-b). Le mouchetis a été appliqué sur toutes les éprouvettes à l'exception des Cg160 et CBPl dont la texture fine était suffisante pour analyser le champ de déplacement. Chaque éprouvette a été montée sur la machine d'essai éclairée par une lampe et photographiée toutes les secondes à l'aide d'un appareil CANON (70D) de type Reflex. Le montage d'essai est montré sur la photo 2.17-c. Les photos 2.18 montrent le mode rupture obtenu sur les éprouvettes soumis à l'essai.

Photo 2.16: éprouvettes de traction en étuve pour séchage à 100°C.

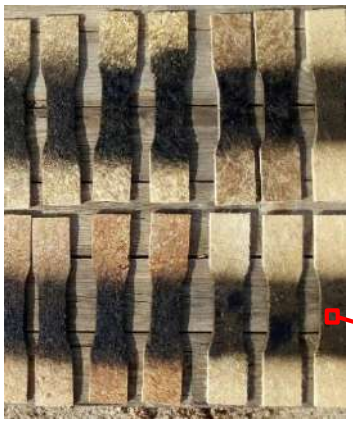


Photo 2.17-a

Photo 2.17-b

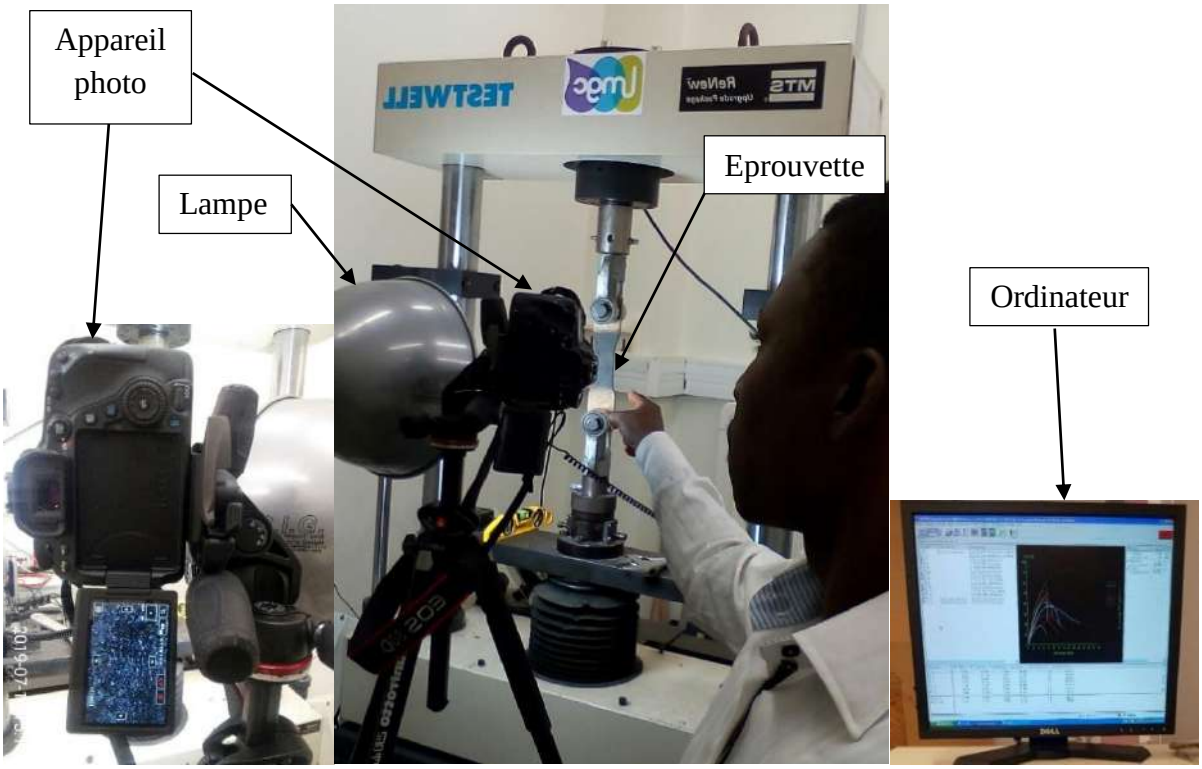



Photo 2.17-c

Photo 2.17: a) éprouvette de traction avec mouchetis (échelle 1 : 9), b) distribution des points sur la surface d'observation avec mouchetis (échelle 8 : 1), c) montage d'essai de traction utilisé.

Photo 2.18-a

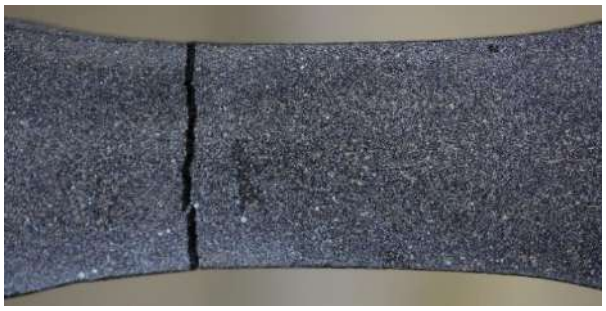


Photo 2.18-b

Photo 2.18: mode de rupture obtenu en traction (zones entourées), a) pour les éprouvettes CBPo et, b) pour les éprouvettes CBPl.

La détermination du champ de déplacement, le calcul du module d'élasticité et celui du coefficient de Poisson sont effectués à l'aide d'un programme informatique écrit sous Python par le Laboratoire de Mécanique et de Génie Civil (LMGC) de l'Université de Montpellier, France (**Dupré et al., 2010**). Les équations de la mécanique utilisées dans ce programme sont :

$$E_t = \frac{l_g}{b.e.}\frac{\Delta F_t}{\Delta y} \tag{2.9}$$

$$\mu = -\frac{\varepsilon_y}{\varepsilon_x} \tag{2.10}$$

La contrainte maximum a été calculée selon la formule suivante :

$$\sigma_{t\,max} = \frac{F_{t\,max}}{e.b} \tag{2.11}$$

Où :

$\sigma_{t\,max}$ : contrainte maximale à la traction, en MPa ;
$e$ : épaisseur de l'éprouvette, en mm ;
$b$ : largeur de l'éprouvette, en mm ;
$F_{t\,max}$ : intensité de la force de traction maximale, en N ;
$E_t$ : module d'élasticité de l'éprouvette en traction, en MPa ;
$l_g$ : distance entre deux points de la face observée ;
$\Delta F_t$ : variation de l'intensité de la force de traction ;
$\Delta y$ : déplacement d'un point de la surface observée, causée par $\Delta F_t$.

#### 2.1.2.3.3. Essai de compression sur les CBPo et CBPl

L'essai de compression a été réalisé sur les CBPo et CBPl selon la norme ASTM D 1037-12 (2012). L'échantillonnage des CBPo a été fait sur la base des variables que sont la taille, la teneur en particules et l'essence de bois (tableau 2.7) ; celui des CBPl a été fait selon la taille et la teneur en particules de bois. Pour chaque échantillon, 6 éprouvettes ont été utilisées. Les éprouvettes ont une forme prismatique, de dimensions 25 x 25 x 100 $mm^3$.

La machine utilisée est la presse de marque MTS qui a servi à l'essai de flexion. L'essai a été effectué à une vitesse de 1,2 mm / min, jusqu'à la rupture. Le montage est présenté sur la photo 2.19.

Pour chaque éprouvette, le module d'élasticité $E_c$ et la contrainte maximum $\sigma_{c\,max}$ ont été déterminés. Le module d'élasticité correspond à la pente de la droite d'ajustement (méthode des moindres carrés) des points compris entre $\varepsilon_1 = 0{,}002$ et $\varepsilon_2 = 0{,}005$ du domaine linéaire de la courbes contrainte (σ) - déformation (ε). La contrainte maximum $\sigma_{c\,max}$ est calculée selon l'équation 2.12 :

$$\sigma_{c\,max} = \frac{4\,F_{c\,max}}{\pi D^2} \tag{2.12}$$

Où :

$F_{c\,max}$ : force de compression, en N ;

$D$ : diamètre de l'éprouvette, en mm.

Tableau 2.7: échantillonnage utilisé pour les éprouvettes de CBPo en compression.

| Variable d'étude | | | Désignation des échantillons |
|---|---|---|---|
| Intitulé | Valeur | | |
| Taille des particules de bois (classe granulaire) & Teneur en particules de bois | T_160 | 30% | T_160_30% |
| | | 40% | T_160_40% |
| | | 50% | T_160_50% |
| | T_315 | 30% | T_315_30% |
| | | 40% | T_315_40% |
| | | 50% | T_315_50% |
| | T_630 | 30% | T_630_30% |
| | | 40% | T_630_40% |
| | | 50% | T_630_50% |
| | T_1250 | 30% | T_1250_30% |
| | | 40% | T_1250_40% |
| | | 50% | T_1250_50% |
| Essence de bois & Teneur en particules de bois | G_315 | 30% | G_315_30% |
| | | 40% | G_315_40% |
| | | 50% | G_315_50% |
| | A_315 | 30% | A_315_30% |
| | | 40% | A_315_40% |
| | | 50% | A_315_50% |

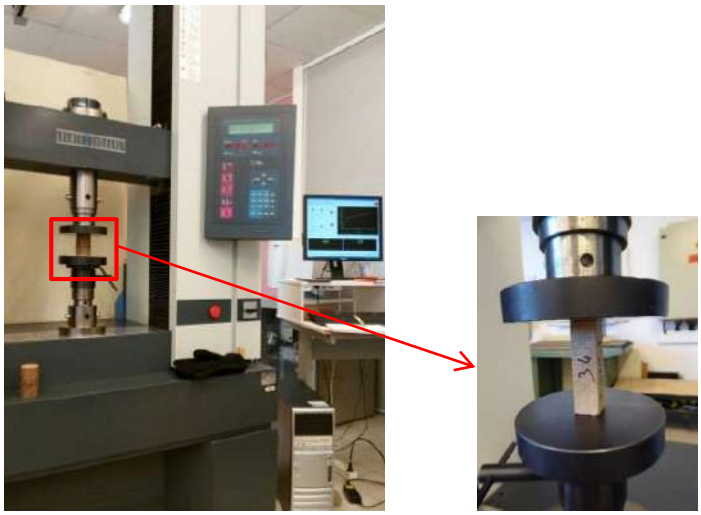


Photo 2.19: montage d'essai de compression utilisé.

#### 2.1.2.4. Essai thermo-physique sur les CBPo et CBPl

##### 2.1.2.4.1. Echantillonnage

L'échantillonnage réalisé pour l'essai thermo-physique est présenté tableau 2.8. Au total, 13 échantillons ont été analysés. Les éprouvettes utilisées ont une forme prismatique 50 x 35 x 10 $mm^3$ et ont été conditionnées à l'étuve (marque, Memmert) à 60 $\pm$ 2 °C pendant 24 h puis refroidies à 20 °C, température de laboratoire (laboratoire du département de Maintenance Biomédicale de l'EPAC, UAC), à l'abri de l'humidité pendant 16 h. L'humidité des éprouvettes lors des mesures était 6 % environ. Par échantillon, 3 éprouvettes ont été utilisées et deux mesures ont été réalisées sur chaque éprouvette.

Tableau 2.8: échantillonnage utilisé pour la mesure des propriétés thermo-physiques.

| Variables d'étude | | Désignation explicite des échantillons | Désignation simplifiée |
|---|---|---|---|
| Intitulé | Valeurs | | |
| Taille des particules de bois (classe granulaire) | T_160 | T_160_40% | T_160 |
| | T_315 | T_315_40% | T_315 |
| | T_630 | T_630_40% | T_630 |
| | T_1250 | T_1250_40% | T_1250 |
| Essence de bois (CBPo sans fibre) | Gmelina (G) | G_315_40%_100 °C | G_100 °C |
| | Teck (T) | T_315_40%_100 °C | T_100 °C |
| | Afzelia (A) | A _315_40%_100 °C | A _100 °C |
| Essence de bois (CBPo avec 2% de fibre de chanvre) | Gmelina | G _315_40%_100 °C_2%ch | G_100 °C_f |
| | Teck | T_315_40%_100 °C_2%ch | T_100 °C_f |
| | Afzelia | A _315_40%_100 °C_2%ch | A_100 °C_f |
| Pression de compactage | 3 MPa | G_315_40% _3MPa | G_3MPa |
| | 5 MPa | G_315_40% _5MPa | G_5MPa |
| | 7 MPa | G_315_40% _7MPa | G_7MPa |

#### 2.1.2.4.2. Dispositif expérimental et déroulement de l'essai thermo-physique sur les CBPo et CBPl

Les caractéristiques thermo-physiques des composites CBPo et CBPl ont été évaluées en utilisant la méthode du ruban chaud, en configuration symétrique. Cette méthode a été choisie parce qu'elle est efficace, rapide et son dispositif expérimental est disponible au laboratoire CTMAE de l'ED-SDI. La méthode consiste à exciter thermiquement l'échantillon du matériau à caractériser, à l'aide d'un ruban chauffant de caractéristiques connues et à relever la réponse en température au centre du ruban au cours du temps. Ensuite, le traitement de la réponse en température à l'aide des modèles mathématiques (équations 1.5 à 1.8) présentés au chapitre précédent permet de déterminer la conductivité et l'effusivité thermique.

Le dispositif expérimental utilisé est constitué d'une alimentation stabilisée de marque HUPE, modèle LNOO3C à six niveaux de tension (4,5V ; 6V ; 7V ; 9V ; 12V et 15V), un enregistreur de température à trois canaux, de marque EXTEC, modèle SD200 et d'un thermocouple de type K de diamètre de l'ordre de 0,1 mm, fixé au centre d'un ruban chauffant. Le ruban est de marque ''minko'' ; il a une forme rectangulaire (15 x 50 mm²) et une résistance de R = 43,4 Ω. L'ensemble (ruban + thermocouple) est inséré entre deux éprouvettes identiques du composite à analyser et le tout est maintenu en position à l'aide d'un système mécanique (photo 2.20-a).

Lors d'une mesure, une tension de $U_0$ = 6V est alors imposée aux bornes de la résistance pendant 180 s et la réponse en température est enregistrée toutes les 5 secondes. Cette valeur de tension a été adoptée pour ces composites suite à des mesures préliminaires qui n'ont révélé aucune variation de température sur les faces opposées durant l'essai ; ceci a permis de s'assurer que l'hypothèse de milieu semi-infini est vérifiée. A partir des données de température enregistrées, les courbes ($\Gamma_E$) de $\Delta T_{sE} = T_s(t) - T_s(0) = f(\sqrt{t})$ et ($\Gamma_\lambda$) de $\Delta T_{s\lambda} = T_s(t) - T_s(0) = g[ln(\mathrm{t})]$ ont été construites. Pour chaque éprouvette analysée, on détermine par régression linéaire simple, la pente $\alpha$ de la droite d'ajustement des points du domaine d'estimation $10 \leq t \leq 50$ sur ($\Gamma_E$) et la pente $\beta$ de la droite d'ajustement des points du domaine d'estimation $80 \leq t \leq 130$ sur ($\Gamma_\lambda$) (**Djossou, 2014**). Les valeurs de $\alpha$ et $\beta$ ont été calculées sous Excel, pour des coefficients de détermination supérieurs à 0,90. L'effusivité E et la conductivité λ de chaque éprouvette, ont été ensuite calculées respectivement, à partir des équations 1.6 et 1.8 présentées au chapitre précédent. Dans ces équations, le flux thermique $\varphi_0$ imposé est égal à :

$$\varphi_0 = {U_0^2}/{R} \qquad (2.13)$$

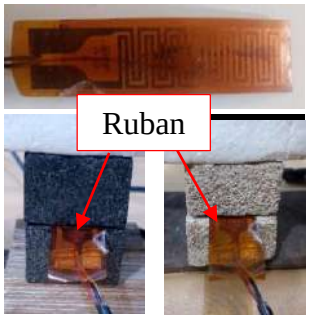



Photo 2.20-a Photo 2.20-b Photo 2.20-c

Photo 2.20: mesures des propriétés thermo-physiques par la méthode du ruban chaud : a) montage d'essai, b) pour le CBPl et, c) pour les CBPo.

#### 2.1.2.4.3. Validation du dispositif expérimental utilisé

La validation du dispositif de mesure utilisé, a été faite avec une paire d'éprouvettes de Plexiglas de propriétés thermo-physiques connues. Leurs dimensions et les conditions de mesure ont été les mêmes que celles des éprouvettes des composites à l'étude. Trois mesures ont été réalisées sur les éprouvettes. Les résultats obtenus sont présentés dans le tableau 2.9. L'écart entre la valeur moyenne de la conductivité thermique (0,182 $W.m^{-1}.K^{-1}$) et la valeur de référence (0,184 $W.m^{-1}.K^{-1}$) est acceptable car il est de moins de 2 %. La valeur moyenne de l'effusivité thermique (547,84 $W.s^{1/2}.m^{-2}.K^{-1}$) est également acceptable parce qu'elle appartient à la plage de valeurs de référence. On conclut que les mesures effectuées sont valides.

Tableau 2.9: validation du dispositif de mesure thermo-physique.

| Matériau | Mesure N° | $\lambda$ ($W.m^{-1}.K^{-1}$) | E ($W.s^{1/2}.m^{-2}.K^{-1}$) | $\boldsymbol{\rho}$ ($kg/m^3$) |
|---|---|---|---|---|
| Plexiglass | 1 | 0,181 | 557,36 | |
| | 2 | 0,185 | 542,17 | 1178,4 |
| | 3 | 0,179 | 543,98 | |
| | Moyenne | 0,182 | 547,84 | |
| | Valeur de référence (VR) | 0,184 (1) | $540{,}24 \leq E \leq 573{,}32$ (1) | 1180 (2) |
| | Ecart entre moyenne et VR (%) | 1,27 | - | 0,14 |

(1) Laurent et Guerre-Chaley C., 1995 ;
(2) Vianou et *al.*, 1991.

### 2.1.2.5. Caractérisation biologique des CBPo: évaluation de la durabilité naturelle

#### 2.1.2.5.1. Echantillonnage

La caractérisation biologique des CBPo a consisté à évaluer leur durabilité naturelle vis-à-vis de champignons Basidiomycètes et de termites. Onze échantillons, tous compactés à 5 MPa mais avec différentes formulations, ont été testés par agent biologique (tableau 2.10).

Tableau 2.10: échantillonnage utilisé pour évaluer la durabilité des CBPo.

| Variables d'étude | Valeurs | Désignation des échantillons utilisés | Désignation simplifiée |
|---|---|---|---|
| Taille des particules de bois (mm) | T_160 | T_160_40% | A |
| | T_315 | T_315_40% | B |
| | T_630 | T_630_40% | C |
| | T_1250 | T_1250_40% | D |
| Teneur en particules de bois | 30% | G_315_30% | E |
| | 40% | G_315_40% | F |

| | | | |
|---|---|---|---|
| | 50% | G_315_50% | G |
| Essence de bois | Gmelina (G) | G_315_40% | F |
| | Teck (T) | T_315_40% | B |
| | Afzelia (A) | A_315_40% | J |
| | 3% Afzelia | G_315_40%_3%Af | K |
| Fibres ajoutées (Nature | 15% Afzelia | G_315_40%_15%Af | L |
| & teneur) | 3% Chanvre | G_315_40%_3%ch | M |

#### 2.1.2.5.2. Evaluation de la durabilité naturelle vis-à-vis des champignons Basidiomycètes

Les essais de durabilité naturelle vis-à-vis des champignons Basidiomycètes ont été réalisés sur les échantillons de composites CBPo, avec la norme ENV 12038 (2003). On utilise une méthode de laboratoire (« screening test ») avec des éprouvettes de petite taille. Cinq éprouvettes (dimensions : 25 x 10 x épaisseur du panneau) mm ont été testées, par échantillon.

Les diverses éprouvettes de CBPo ont été laissées à l'air libre, sous abri pendant 5 mois, afin d'évacuer le maximum de composés volatiles. Elles ont ensuite été passées 4 h à l'étuve à 103 °C ± 1 °C afin d'avoir leur masse anhydre initiale $M_1$ (sans affecter la structure mécanique des composites). Des témoins de virulence ont été utilisés : cinq éprouvettes d'aubier de pin sylvestre, de dimensions 25 x 10 x 5 $mm^3$ (L, R, T). Ces éprouvettes d'aubier ont aussi été étuvées à 103 °C ± 1 °C pendant 24 h, pour déterminer leur masse anhydre initiale.

Les différentes éprouvettes ont été stérilisées à la vapeur d'eau. Elles ont été ensuite placées dans des flacons de culture qui contiennent :

- Un milieu de culture : 40 g malt, 20 g agar pour 1 L d'eau,
- Un champignon basidiomycète repiqué sur le milieu de culture : *Coniophora puteana*.

Il s'agit d'une pourriture brune que l'on utilise pour tous les essais (durabilité naturelle et conférée). Les éprouvettes sont placées dans le flacon quand la plage de culture est complètement remplie par le champignon. Elles sont placées sur un support pour éviter de trop absorber d'humidité et pour optimiser la colonisation du champignon. Ensuite, on les conditionne à 22°C, 70 % HR, pendant 16 semaines. Après, elles sont sorties et nettoyées avec une brosse douce. On les pèse humides (Masse humide $M_2$) juste après le nettoyage. On les place sous la hotte ventilée pendant 24 h et à l'étuve à 103 °C ± 1 °C pendant 4h et on les pèse (Masse anhydre finale $M_3$).

L'humidité de chaque éprouvette H(%) est calculée par l'équation 2.14 :

$$H(\%) = \frac{M_2 - M_3}{M_3} \times 100 \qquad (2.14)$$

La perte de masse PM(%) de chaque éprouvette est calculée par l'équation 2.15 :

$$PM(\%) = \frac{M_1 - M_3}{M_1} \times 100 \qquad (2.15)$$

#### 2.1.2.5.3. Evaluation de la durabilité naturelle vis-à-vis des termites

Les tests de résistance aux termites réalisés ont été adaptés aux directives de la norme EN 117 (2013). Il s'agit de test de laboratoire (« screening test »), rapide et de non-choix (les termites

n'ont qu'un seul choix de nourriture, c'est le composite) sur des éprouvettes de plus petites dimensions, avec moins de termites, et sur un temps d'essai plus court. Cinq éprouvettes de dimensions 25 mm x 10 mm x épaisseur du panneau, sont testées par échantillon. Les diverses éprouvettes ont été laissées à l'air libre, sous abri pendant 5 mois, afin d'évacuer le maximum de composés volatiles. Ils ont été passés 4 h à l'étuve à 103 ± 1 °C afin d'avoir leur masse anhydre (sans affecter la structure mécanique du composite).

Cinq éprouvettes d'aubier de pin sylvestre (*Pinus sylvestris* L.) de dimensions 50 x 25 x15 mm (L, R, T) ont été utilisées pour les témoins de virulence. Ces éprouvettes de pin sylvestre ont été soumises à une température de 103 ± 1 °C pendant 24 h pour déterminer leur masse anhydre initiale.

Toutes les éprouvettes ont été reconditionnées à 20 °C, 65 % HR. Des boîtes de Pétri de 9 cm de diamètre, ont été utilisées. Dans chaque boîte, 30 g de sable de Fontainebleau humide (4 volumes sable / 1 volume d'eau) a été déposé. Le sable a été placé sur la périphérie de la boîte. Le centre de la boîte a été laissé libre pour y placer l'échantillon de composite ou le témoin de virulence. Dans chaque boîte, il a été introduit 50 termites ouvriers, 1 nymphe, 1 soldat, de l'espèce *Reticulitermes flavipes* (anciennement appelés *Reticulitermes santonensis*). Chaque échantillon a ensuite été placé sur une grille en plastique pour éviter qu'il sature en eau et qu'il moisisse. Les dispositifs d'essai (boîtes de Pétri avec les échantillons et les termites) sont montrés sur la photo 2.21.

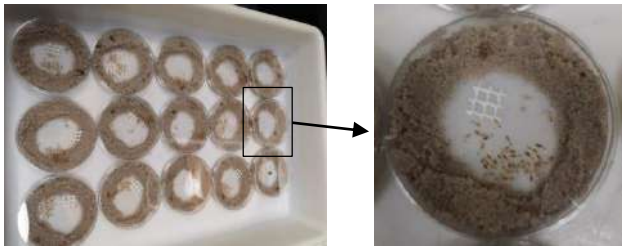


Photo 2.21: dispositifs d'essai : boîtes de pétri avec les échantillons et les termites.

Les dispositifs d'essai ont été placés dans une salle d'essai du laboratoire de préservation et durabilité du bois de CIRAD (Montpellier), à l'obscurité à 27°C, HR > 75% pendant 4 semaines. Deux fois par semaine, le sable est arrosé et le comportement des termites est noté. Après 4 semaines d'essai, les éprouvettes ont été retirées et les termites survivants dans les boîtes ont été comptés. Le taux de survie des termites a été alors calculé :

$$Taux_{survie}(\%) = \frac{nombre\ de\ termites\ survivants}{50} \times 100 \qquad (2.16)$$

Les éprouvettes ont été ensuite nettoyées à l'aide d'une brosse douce et laissées sous la hotte aspirante pendant 24 h. Un examen visuel (observation des dégradations) a été réalisé en utilisant les critères de la norme EN117, mais ajustés à la superficie des éprouvettes. Une cotation visuelle pour chaque éprouvette a été donnée :

0 : pas d'attaque visible ;
1 : tentative d'attaque ;
2 : attaque moyenne ;

4 : forte attaque.

Après, les éprouvettes ont été passées à l'étuve à 103 °C pendant 4 h pour les composites, 24 h l'éprouvette pour les témoins. Leur masse anhydre finale a été déterminée. La perte de masse PM a été calculée selon l'équation 2.15.

#### 2.1.2.6. Caractérisation macroscopique et microscopique des CBPo

Les faciès de rupture en traction ont été analysés et l'homogénéité des échantillons a été appréciée par imagerie successivement au niveau macroscopique puis microscopique, par microscopie optique (microscope, Olympus ; photo 2.22-a) et par microscopie électronique à balayage (MEB) (microscope, FEI Quanta 200 FEG, Hitachi ; photo 2.22-b). Les faciès de rupture observés aussi bien à l'optique qu'au MEB n'ont subi aucun traitement spécifique au préalable.

Photo 2.22-a Photo 2.22-b

Photo 2.22: observation microscopique d'échantillons CBPo a) à l'optique et b) au MEB.

#### 2.1.2.7. Analyse statistique

Les résultats d'essai ont fait l'objet d'une analyse statistique en utilisant le test T de Student pour la comparaison de deux moyennes et l'ANOVA pour la comparaison de plus de deux moyennes, au seuil de 5 %. Les hypothèses de normalité (test de Shapiro Wilk) et d'homocédasticité ont été préalablement vérifiées. Les tests ont été exécutés sous excel.

### 2.2. Caractérisation de la partie interne de Raphia hookeri (PIRR)

#### 2.2.1. Collecte et échantillonnage des rachis de *R. hookeri* utilisés

Les rachis de *R. hookeri* utilisés proviennent de palmiers (photo 2.23-a) du village de Médédjônou dans la Commune d'Adjara (sud Bénin) qui regorge principalement de l'espèce (**Profizi, 1988**). Les feuilles des palmiers ont été coupées à une hauteur comprise entre 1 m et 2 m du sol, puis débarrassées des feuillets (photo 2.23-b). Les dimensions des rachis obtenus sont présentées dans le tableau 2.11 associé au schéma du rachis à la figure 2.4. Les rachis ont ensuite été découpés en morceaux de 60 cm de longueur ; certains morceaux ont été récupérés

pour déterminer le profil d'humidité à l'état vert. Les morceaux restants ont été pré séchés en milieu ambiant pendant quatre semaines puis débarrassés de l'épiderme dense (couches externe et de transition, au sens de **Lautenschläger et al. (2019)),** à l'aide d'un couteau, en enlevant une épaisseur de 3 mm environ (photo 2.23-c). La figure 2.5 montre sur une section droite de rachis, l'épiderme dense et la partie utilisée.

Les morceaux dénudés ont été conditionnés à 20°C et 65% HR, jusqu'à 12% d'humidité, au CIRAD (Montpellier), en vue des essais mécaniques (flexion 4 points, compression) et BING. Ils ont été usinées à l'atelier de menuiserie du CIRAD (à la dégauchisseuse puis à la scie circulaire) et emballés dans du film en aluminium, pour les préserver de l'humidité de l'air jusqu'au moment des essais.

En revanche, les morceaux utilisés pour produire les éprouvettes d'essais physiques (teneur en eau maximum, masse volumique, retraits) n'ont pas été conditionnés, car pour ces essais, les éprouvettes devaient être immergées dans l'eau. Les essais physiques ont étés faits au laboratoire de Génie Civil de l'EPAC (UAC).

Photo 2.23-a

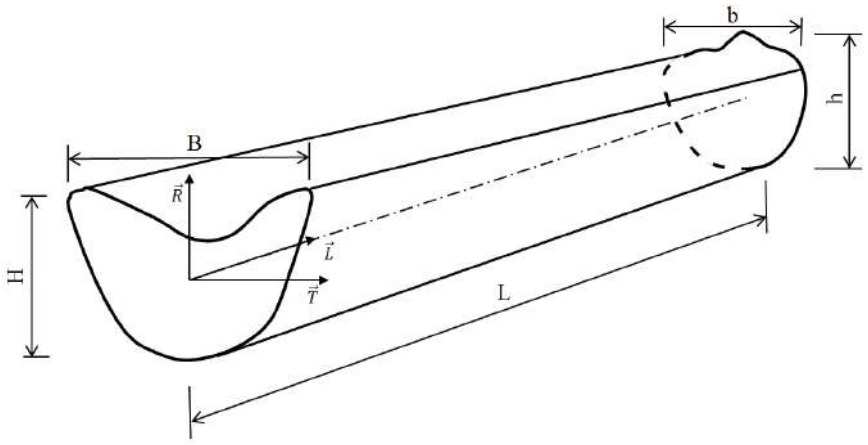
Photo 2.23-b

Photo 2.23-c

Photo 2.23: Collecte du rachis de *R. hookeri* : a) *R. hookeri* sur pied dans la zone de collecte (village de Mèdédjonou), b) rachis débarrassés de feuillets et c) rachis dénudés.

Tableau 2.11: dimensions des rachis utilisés.

| Cotes | B (mm) | b (mm) | H (mm) | h (mm) | L (m) |
|---|---|---|---|---|---|
| Valeurs | 38-47 | 27-35 | 38-46 | 34-42 | 6-8 |




$\vec{L}$ est la direction longitudinale, celle des fibres le long du rachis ;$\vec{R}$ et $\vec{T}$ sont associés à la section droite du rachis dans sa position naturelle sur le palmier.

Figure 2.4: schéma du rachis et directions principales $\vec{L}$, $\vec{R}$ et $\vec{T}$.

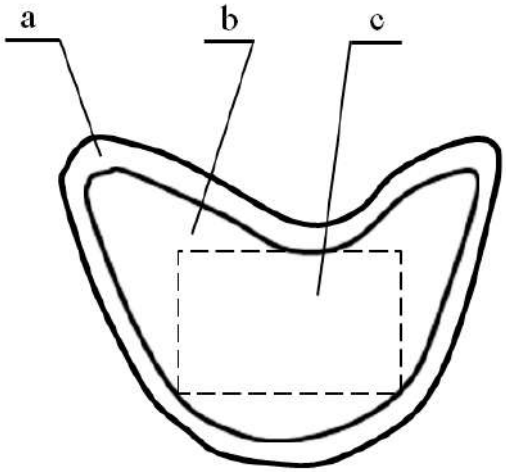



Figure 2.5: schéma de section transversale de rachis montrant a) l'épiderme dense, b) la partie interne ou PIRR, objet de l'étude et c) la zone utilisée (en trait discontinu).

### 2.2.2. Caractérisation anatomique de la PIRR

La caractérisation anatomique a été faite par observation microscopique, à l'aide du microscope optique de marque Olympus, présenté précédemment.

### 2.2.3. Caractérisation physique de la PIRR

Les propriétés physiques évaluées sont la teneur en eau maximum, les masses volumiques anhydre et basale, et les taux de retrait dimensionnel et volumique. Elles ont été mesurées sur 45 éprouvettes cubiques ($20 \times 20 \times 20\ mm^3$). Les éprouvettes ont été usinées à partir des morceaux de rachis non étuvés, suivant les directions $L \times T \times R$ (voir figure 2.4), puis elles ont été complètement immergées dans l'eau pendant 20 jours à 20°C environ, afin qu'elles atteignent l'état de saturation quasi-totale (masse stabilisée). Elles ont ensuite été séchées à

l'étuve à 103 ± 2 °C, jusqu'à masse constante. A l'état de saturation comme à l'état anhydre, la masse, les dimensions et le volume de chaque éprouvette ont été mesurés. La masse a été mesurée à l'aide d'une balance digitale (Mettler AE 160, de précision 0,0001g), et les dimensions, avec un pied à coulisse numérique de précision 0,001 mm. Le volume a été mesuré en utilisant la méthode gravimétrique (utilisation du principe de la poussée d'Archimède) : ce volume est déterminé par le poids du volume d'eau déplacée lors de l'immersion d'une éprouvette dans un bécher rempli d'eau pesé avant et après l'immersion.

- La teneur en eau est le rapport entre la masse d'eau contenue dans une éprouvette et sa masse anhydre. Elle est calculée par :

$$H(\%) = \frac{M_H - M_0}{M_0} \times 100 \tag{2.17}$$

$H$ : teneur en eau maximum de l'éprouvette, exprimée en pourcentage ; la teneur en eau maximum $H_{max}$ s'obtient avec la masse $M_s$ à l'état saturé ;

$M_H$ : masse de l'éprouvette à l'état à l'humidité H, exprimée en kg ;

$M_0$ : masse de l'éprouvette à l'état anhydre, exprimée en kg.

- La masse volumique anhydre est le rapport entre la masse et le volume de l'éprouvette à l'état anhydre:

$$\rho_0 = \frac{M_0}{V_0} \tag{2.18}$$

$\rho_0$ : masse volumique anhydre de l'éprouvette, exprimée en kg.m$^{-3}$ ;

$V_0$ : volume de l'éprouvette à l'état anhydre, exprimée en m$^3$.

- La masse volumique basale est le rapport entre la masse anhydre de l'éprouvette et son volume à l'état saturé :

$$\rho_b = \frac{M_0}{V_s} \tag{2.19}$$

$\rho_b$ : masse volumique basale de l'éprouvette, exprimée en kg/m$^3$ ;

$V_s$ : volume de l'éprouvette à l'état quasi-saturé, exprimée en m$^3$.

Le retrait linéaire (ou volumique) total d'une éprouvette exprime la variation totale de dimensions (ou de volume) de l'éprouvette, entre l'état saturé et l'état anhydre :

$$r(\%) = \frac{C_s - C_0}{C_0} \times 100 \tag{2.20}$$

$r$ : retrait linéaire total (R, T, L) ou volumique, exprimée en pourcentage ;

$C_s$ : dimension suivant la direction R, T, L ou volume, à l'état quasi-saturé ;

$C_0$ : dimension suivant la direction R, T, L ou volume, à l'état anhydre ;

### 2.2.4. Caractérisation mécanique de la PIRR

Les propriétés mécaniques du *R. hookeri* ont été évaluées au BING, en flexion 4 points et compression simple. Les essais ont été réalisés au laboratoire de Physique et Mécanique du bois de l'UR BioWEB, CIRAD à Montpellier (France).

#### 2.2.4.1. Essai BING sur la PIRR

Le module d'élasticité en flexion des éprouvettes de *R. hookeri* a été mesuré, dans un premier temps, à l'aide de la méthode BING (Beam Identification by Non destructive Grading). C'est une méthode vibratoire, non destructive, mise au point au CIRAD Forêt, qui permet de déterminer, par simple excitation vibratoire, les caractéristiques mécaniques élastiques des poutres (module d'élasticité en flexion, module de cisaillement, etc.) (**Bordonne et al., 1989 ; Brancheriau, 2002**). La méthode repose sur la recherche puis l'interprétation du spectre des fréquences propres issues des vibrations naturelles en appliquant les modèles développés par Bernoulli (modèle le plus simple) ou Timoshenko (modèle plus élaboré).
Vingt éprouvettes de PIRR, de forme prismatique (photo 2.25), de dimensions $360 \times 20 \times 20\ mm^3$, suivant les directions naturelles du rachis $L \times T \times R$ ont été soumises à l'essai. Le montage d'essai utilisé est montré à la photo 2.26.
Lors d'un essai, l'éprouvette dont les caractéristiques géométriques et le poids sont connus, est placée sur deux supports élastiques de faible rigidité ; ensuite, on produit une percussion à l'une des extrémités de l'éprouvette. Celle-ci se met à vibrer dans tous ses modes naturels. Dans le cas de la mesure des caractéristiques de flexion, on produit la percussion perpendiculairement à l'axe de l'éprouvette. A l'autre extrémité de l'éprouvette, un microphone récupère alors l'information acoustique et la transforme en signal électrique. Ce signal est amplifié et filtré par un filtre anti-repliement (passe-bas) éliminant les bruits, puis transmis à une carte d'acquisition jouant le rôle d'un convertisseur analogique-numérique. Ce dernier fournit au micro-ordinateur le signal numérisé, traité par Transformée de Fourier Rapide (FFT) afin d'interpréter l'information dans le domaine fréquentiel.
À partir des dimensions géométriques, de la masse à une humidité d'environ 12 %, des premiers modes de vibration de l'éprouvette et de la théorie de Timoshenko sur les poutres flottantes, le module d'élasticité peut être estimé.

Photo 2.24: éprouvettes d'essai BING et flexion.

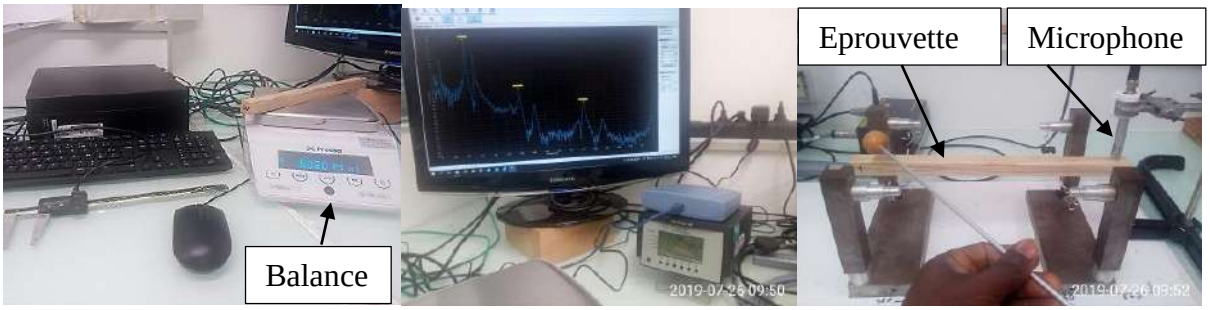



Photo 2.25: dispositif d'essai BING

### 2.2.4.2. Essai de flexion 4 points sur la PIRR

Les éprouvettes utilisées pour le BING ont été réutilisées pour l'essai de flexion 4 points. L'essai a été réalisé sur une machine universelle de marque MTS instrumentée en capteur de 250 kN et pilotée par un ordinateur qui permet d'enregistrer les valeurs de charge et déflection. La vitesse de déplacement de la traverse pendant l'essai est de 4 mm.min$^{-1}$. La photo 2.27 montre le montage d'essai utilisé. La contrainte maximale $\sigma_f$ et le module d'élasticité $E_f$ ont respectivement été déterminés à l'aide des équations 2.21 et 2.22 :

$$\sigma_f = \frac{3F_{max}(L-l)}{2bh^2} \tag{2.21}$$

$$E_f = \frac{(L+2l)(L-l)^2}{4bh^3}\frac{\Delta F}{\Delta y} \tag{2.22}$$

avec :
$F_{max}$ : charge maximale, N ;
L : distance entre appuis extérieurs, en mm ;
$l$ : distance entre appuis intérieurs, en mm ;
b : largeur de l'éprouvette, en mm ;
h : hauteur de l'éprouvette, en mm ;
$\frac{\Delta F}{\Delta y}$ : pente de la partie initiale linéaire de la courbe force-flèche, déterminée par régression linéaire.

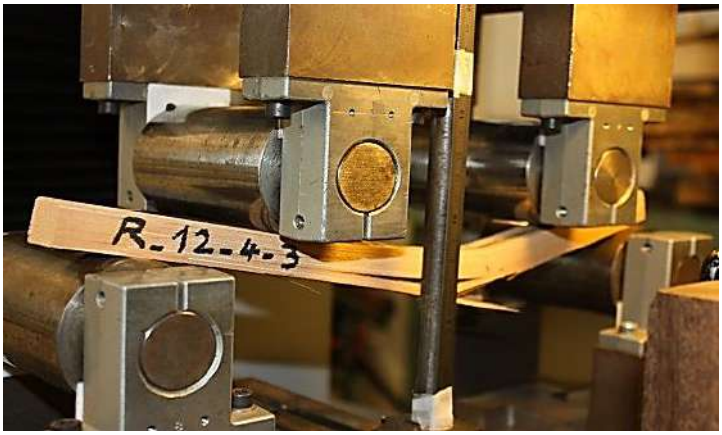



Photo 2.26: montage d'essai de flexion 4points sur la PIRR.

### 2.2.4.3. Essais de compression sur la PIRR

Les échantillons de PIRR ont été testés en compression dans la direction parallèle aux fibres et aussi dans la direction perpendiculaire.

L'essai de compression parallèle aux fibres a été réalisé au CIRAD (Montpellier), sur une machine universelle de marque MTS instrumentée en capteur de force de 250 kN et pilotée par ordinateur. L'essai a été effectué à la vitesse de 1,2 mm / min, jusqu'à la rupture. Vingt éprouvettes prismatiques de dimensions $60 \times 20 \times 20$ mm$^3$ (L × T × R), ont été testées.

L'essai de compression perpendiculaire aux fibres a été effectué au laboratoire L2EGC de l'ENSTP (UNSTIM d'Abomey), sur une machine universelle de marque IGM, modèle 109 250, instrumentée en capteur de force de 250 kN et pilotée par ordinateur. La vitesse d'essai utilisée est 1,2 mm / min. Vingt éprouvettes prismatiques, de dimensions $30 \times 20 \times 20\ mm^3$ ($L \times T \times R$), ont été testées jusqu'à la rupture. La photo 2.27 montre une éprouvette lors de l'essai.

Pour chaque éprouvette, le module d'élasticité $E_c$ et la contrainte maximum $\sigma_{c\,max}$ ont été déterminés. Le module d'élasticité est la pente de la droite d'ajustement (méthode des moindres carrés) de la partie initiale linéaire de la courbe contrainte – déformation. La contrainte maximum $\sigma_{c\,max}$ est calculée par la formule :

$$\sigma_{c\,max} = \frac{F_{c\,max}}{b_0 h_0} \tag{2.23}$$

Où :

$F_{c\,max}$ : force maximale de compression, en N ;

$b_0$ et $h_0$ : dimensions de la section de l'éprouvette, en mm.

Photo 2.27: essai de compression parallèle aux fibres sur une éprouvette de la PIRR.

### 2.2.5. Caractérisation thermo-physique de la PIRR

La caractérisation thermo-physique des échantillons de PIRR a été réalisée en utilisant la méthode du ruban chaud, en configuration symétrique. Cette méthode ainsi que le dispositif expérimental utilisé ont déjà été présentés au paragraphe 2.1.2.2.4.2. La photo 2.29 montre le montage d'essai utilisé. Deux échantillons ont été testés : l'un, de masse volumique moyenne 0,15 kg.m$^{-3}$ et l'autre de 0,20 kg.m$^{-3}$. Par échantillon, 5 paires d'éprouvettes $50 \times 35 \times 20\ mm^3$ ($L \times T \times R$) ont été utilisées et 3 mesures ont été réalisées sur chaque paire d'éprouvettes. La teneur en eau des éprouvettes au moment des mesures, est comprise entre 13 et 15 % et celles-ci ont été effectuées dans une salle à la température de 25°C. Lors d'une mesure, une tension de $U_0$ = 4,5 V est imposée aux bornes de la résistance chauffante. La durée

d'une mesure est 180 s et la réponse en température est enregistrée toutes les 5 secondes. La figure 2.6 montre un exemple de thermogrammes obtenus. La valeur de la tension imposée a été adoptée suite à des mesures préliminaires qui n'ont révélé aucune variation de température sur les faces opposées durant le test, ce qui a permis de s'assurer que l'hypothèse de milieu semi-infini est vérifiée. La méthode de traitement des données est celle présentée au paragraphe 2.1.2.2.4.2.

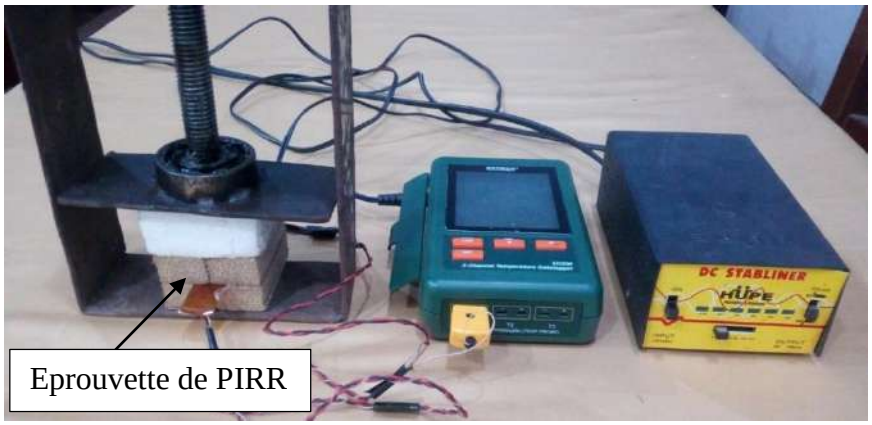



Photo 2.28: montage de mesure des propriétés thermiques de la PIRR.

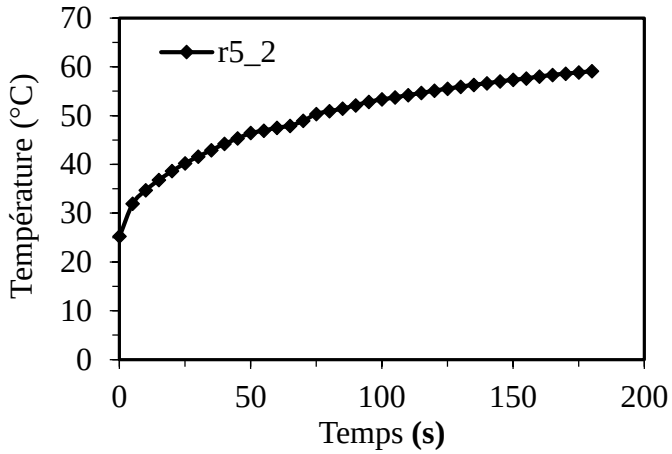



Figure 2.6: thermogramme d'un échantillon (r5_2) de la PIRR.

## 2.3. Elaboration du nouveau modèle de matériau sandwich

### 2.3.1. Conception du nouveau modèle de matériau sandwich

#### 2.3.1.1. Voies de recherche de solutions explorées pour le modèle d'allégement de l'âme du sandwich

Dans l'objectif de trouver une solution économique, reproductible localement et qui permette de réduire la masse volumique de l'âme du matériau sandwich, plusieurs voies de recherche de solution ont été explorées. Les principes directeurs de cette recherche sont la création du vide dans l'âme ou l'incorporation de matières à faible poids spécifique. La faisabilité technique d'une solution, les performances mécaniques et le coût du matériau sandwich à obtenir constituent les critères de choix utilisés.

#### 2.3.1.1.1. Première solution explorée

La 1ère solution explorée consiste à réaliser un sandwich à corps creux à l'aide d'un moule en deux parties (figure 2.7). Il s'agirait créer des vides ou trous semi-débouchants ou débouchants dans l'âme du panneau et ceci dans le sens de la largeur. Une partie du moule devra porter des tiges encastrées (ou soudées) sur le fond. Les tiges devront être retirées avant durcissement complet du composite bois-polyéthylène préalablement coulé, laissant après elles les trous. Plusieurs formes de section des tiges ont été envisagées : forme rectangulaire, circulaire ou ellipsoïdale. La forme rectangulaire risque d'engendrer des fissures lors du démoulage dans la région des sommets pendant que la forme circulaire minimise moins le volume de matériau que la forme ellipsoïdale. Cette dernière apparaît donc comme étant la forme la plus appropriée. La disposition des trous dans le sens de la largeur des panneaux permettra de réduire les difficultés de démoulage. En revanche, la section de l'âme est discontinue dans le sens de la longueur, et alors l'inertie sera variable, ce qui augmente le risque d'instabilité et de déformations localisées. L'eau, premier ennemi dans la construction, peut facilement pénétrer le matériau par le biais des trous.

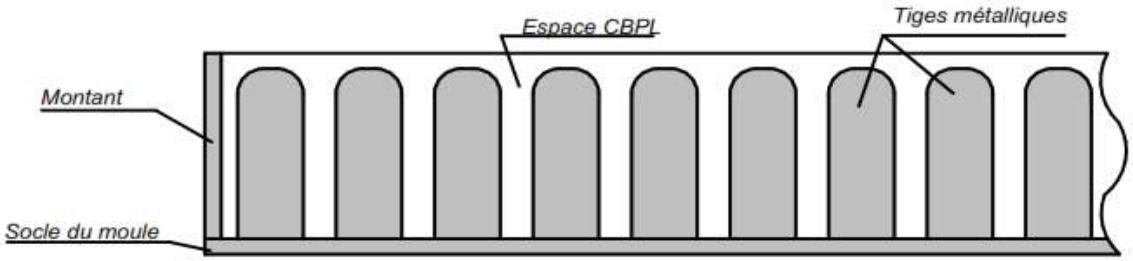



Figure 2.7-a

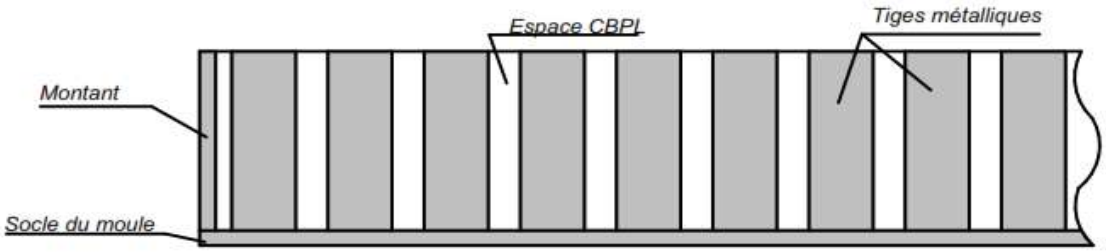



Figure 2.7-b

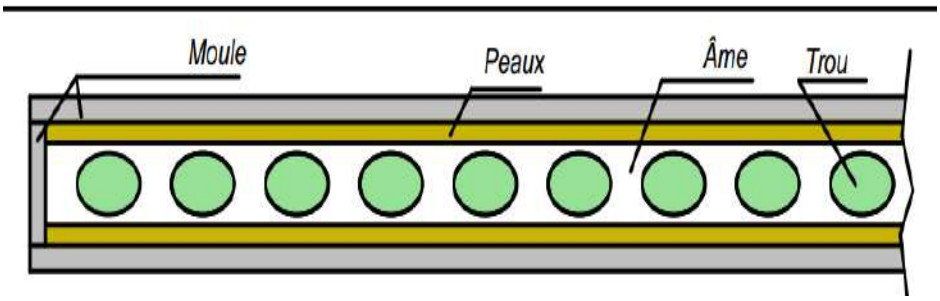



Figure 2.7-c

Figure 2.7: 1ère solution, a) dessin, vue de face du moule à trous semi-débouchants, b) dessin, vue de face du moule à trous débouchants, c) dessin, vue de dessus de l'ensemble moule + sandwich.

#### 2.3.1.1.2. Deuxième solution explorée

Avec la 2ème solution, il s'agit de créer des vides dans l'âme en se servant de cartons durs mis en forme de tubes de section rectangulaire et disposés dans la largeur du panneau (figures 2.8), comme dans le cas de la première solution explorée. L'idée est de chercher à solutionner les problèmes liés au démoulage en utilisant des éléments de faible poids spécifique et qui n'auront pas besoin d'être extrait du composite final afin de réaliser l'allègement. Cette idée est empruntée de la notion de coffrage perdu connue dans le domaine de béton. Cependant, la section de l'âme reste discontinue. Etant donné qu'un minimum de pression est indispensable pour réaliser l'adhésion des couches du sandwich lors du coulage du liant (composite bois-polyéthylène), les papiers risquent de subir des déformations préjudiciables à la structure géométrique de l'âme. Pour l'expérience réalisée, des fissurations suivant les angles vifs des tubes de carton et d'importantes déformations des tubes ont été observées (photos 2.30). Comme la précédente, cette solution a été écartée.

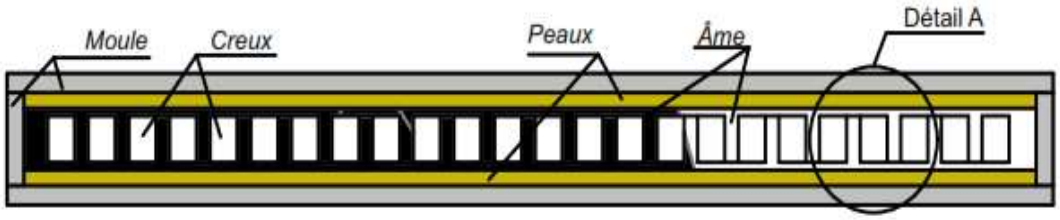



Figure 2.8-a

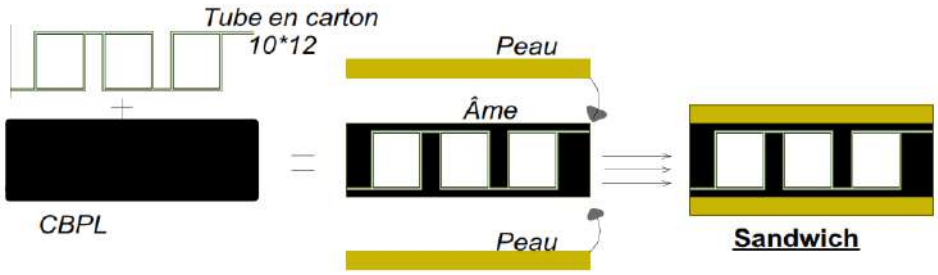



Figure 2.8-b

Figures 2.8: 2ème solution a) dessin, coupe longitudinale de l'ensemble moule + panneau sandwich, b) dessins du détail A.

Photo 2.30-a

Photos 2.30-b

Photos 2.29: mise en œuvre de la 2ème solution, a) assemblage de carton utilisé et (b) d'âme du prototype réalisé ; elle présente des zones de faiblesse visibles occasionnées par l'apparition de fissures.

#### 2.3.1.1.3. Troisième solution explorée

Cette solution vise à réduire les effets des efforts de pression que les papiers durs subissent dans la 2ème solution. Elle consiste à inclure des renforts en forme de U en tôle d'acier mince et allégée par des trous percés, et à y incorporer des tubes de carton dur (figure 2.9). Cette solution s'est révélée inappropriée car le poids volumique reste supérieur à celui de l'ancien modèle

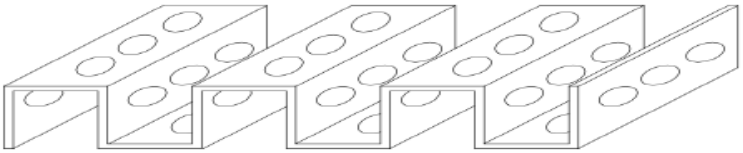


Figure 2.9-a

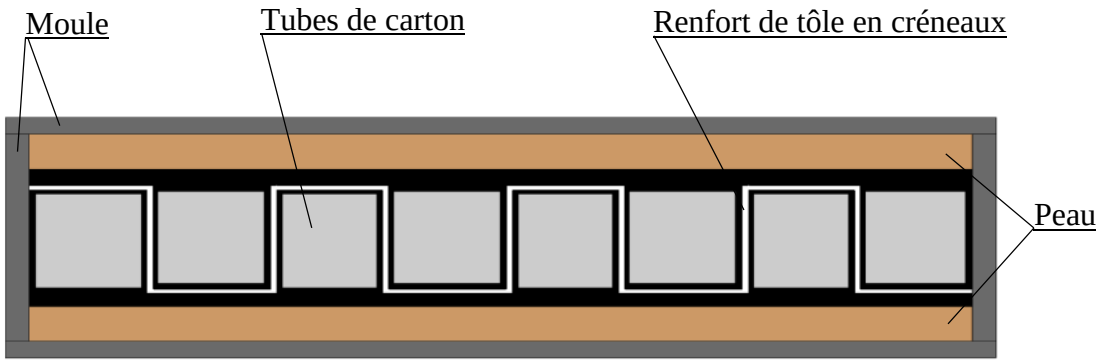



Figure 2.9-b

Figures 2.9: 3ème solution a) dessin de la feuille de tôle trouée en crénelée, b) coupe longitudinale de l'ensemble moule + panneau sandwich.

#### 2.3.1.1.4. Quatrième solution explorée

La dernière solution explorée consiste à incorporer dans l'âme du sandwich, un matériau d'origine végétale, à faible poids spécifique et localement disponible. La recherche effectuée dans la famille des palmiers a permis d'identifier la partie interne du rachis des feuilles de *Raphia hookeri* (PIRR). Ce matériau fibreux et à fort potentiel d'allègement, devra être introduit dans l'âme du sandwich. Il sera utilisé sous forme d'inclusions prismatiques longues (section rectangulaire) disposées longitudinalement dans l'âme et dans le sens de la plus grande inertie (figure 2.10). Dans une approche d'intégration, l'assemblage des éléments devra être réalisé à l'aide de ficelles en fibres végétales (fibre de raphia) ou par collage (colle de PSE) en utilisant de biscuits en PIRR. Les biscuits sont des éléments prismatiques de petites dimensions servant à espacer les inclusions. Cette solution est intéressante car elle assure la continuité de l'âme tout en offrant l'opportunité d'améliorer les propriétés mécaniques de celle-ci. La mise en œuvre de cette solution se révèle également plus facile par rapport aux autres techniques. En

raison de ses multiples avantages, cette quatrième solution a été retenue pour être utilisée au titre du modèle de matériau sandwich que nous développons dans la présente thèse.

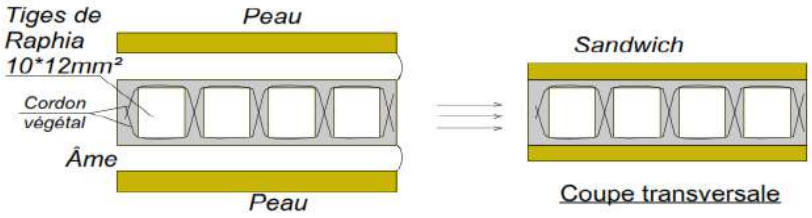
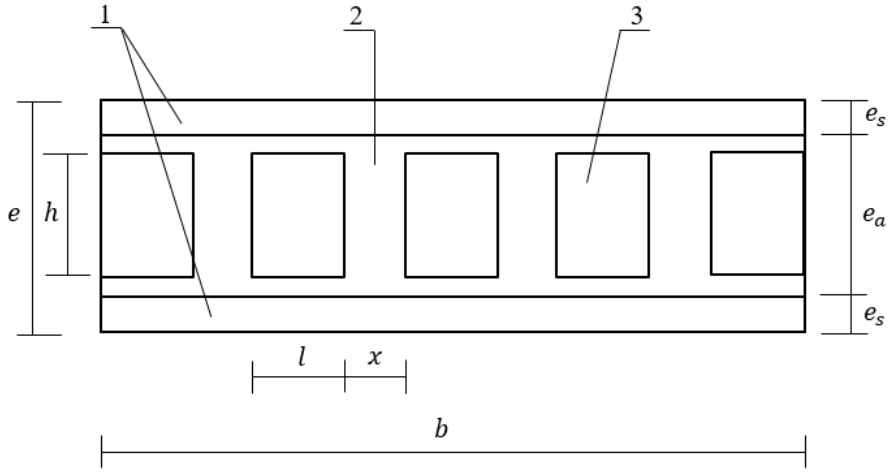



Figure 2.10-a Figure 2.10-b

Figures 2.10: dessin, coupe transversale du panneau pour la solution utilisant la partie interne de *Raphia hookeri* (PIRR) comme structure d'allègement du sandwich, a) vue éclatée b) vue d'ensemble.

### 2.3.1.2. Description du modèle de matériau sandwich retenu

Le modèle de matériau sandwich que nous avons retenu pour être réalisé est constitué de deux couches externes ou peaux et d'une couche centrale ou âme (figure 2.11). Les peaux sont en composites bois-polystyrène (CBPo) renforcés ou non de fibres naturelles. Leurs épaisseurs sont égales et uniformes dans le sens de la longueur du panneau sandwich pour assurer conférer à celui-ci une configuration de sandwich symétrique. L'âme d'épaisseur $e_a$ est constituée d'une structure d'allègement noyée dans du composite bois-polyéthylène (CBPl). La structure d'allègement est formée d'éléments prismatiques (ou inclusions) issus de la partie interne de *R. hookeri* (PIRR). Les inclusions ont une section rectangulaire ($l \times h$) ; elles sont régulièrement espacées d'une distance $x$ et sont disposées sur le champ à l'intérieur de l'âme et dans le sens de la longueur du panneau sandwich. L'espacement est réalisé au moyen de biscuits en PIRR. L'assemblage des inclusions et biscuits est fait par collage avec de colle de polystyrène. Le CBPl sert à constituer l'âme du sandwich en même temps qu'il sert de liant pour l'assemblage des autres composants du sandwich que sont les semelles et la structure d'allègement. Ainsi, l'assemblage de l'âme et des peaux du sandwich est réalisé sans apport d'aucune autre résine contrairement aux sandwichs classiques. Les couches du matériau sandwich sont alors auto-adhésives.




1 : peau en composite bois-polystyrène (CBPo), épaisseur $e_s$ ;

2 : liant en composite bois-plastique (CBPl) ;

3 : partie interne du rachis de *Raphia hookeri* (PIRR), section rectangulaire ($l \times h$).

e et b représentent l'épaisseur et la largeur du sandwich, respectivement ; $e_s$ désigne l'épaisseur des peaux.

Figure 2.11: schéma de la section transversale du modèle de matériau sandwich retenu.

### 2.3.2. Méthode de fabrication du nouveau modèle de matériau sandwich (modèle retenu)

#### 2.3.2.1. Principe de la méthode et schéma synoptique du processus de fabrication

La méthode de fabrication des panneaux sandwichs consiste en un moulage in situ. Le CBPl à l'état fondu est coulé entre deux peaux en CBPo préfabriquées et disposées dans un moule. Les peaux sont espacées d'une distance égale à l'épaisseur de l'âme du sandwich souhaitée. La structure d'allègement (en PIRR) est disposée entre les peaux, avant le coulage. Les panneaux sandwichs sont obtenus après refroidissement du CBPl et démoulage.

Le schéma synoptique du processus de fabrication des panneaux est présenté à la figure 2.12.

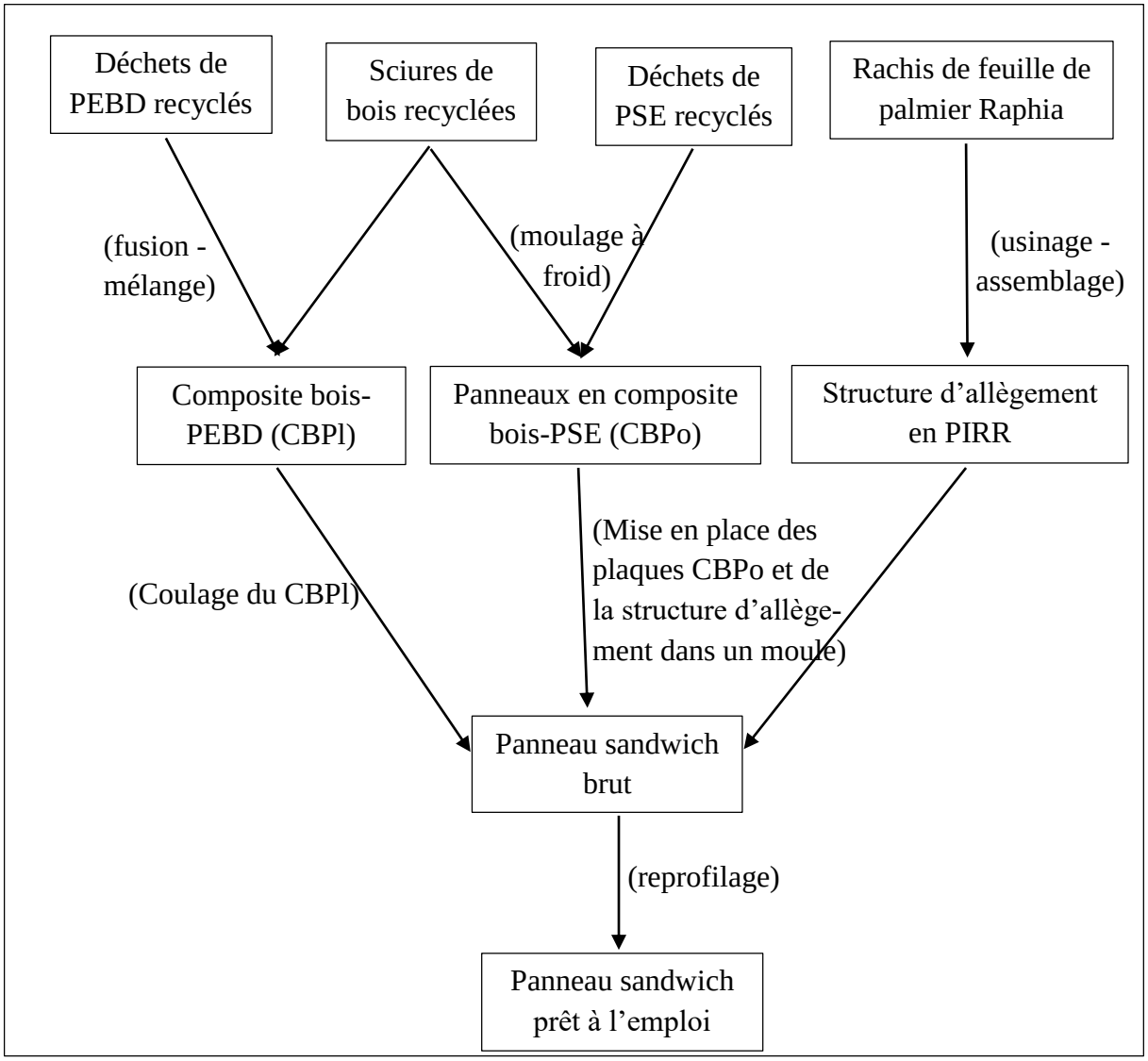



Figure 2.12: schéma synoptique du processus de fabrication des panneaux.

### 2.3.2.2. Mise en œuvre de la méthode de fabrication

La fabrication des panneaux sandwichs se déroule en trois étapes :

Etape 1 : fabrication des peaux

Les peaux (panneaux en CBPo) sont fabriquées suivant la méthode décrite précédemment au paragraphe 2.1.1.1.2. Elles sont réalisées à partir de colle de polystyrène expansé d'emballage et de particules de bois recyclés, avec ou sans fibres végétales. Les propriétés des peaux dépendent principalement de la formulation et des paramètres de fabrication utilisés. Elles peuvent être fabriquées à l'épaisseur désirée, mais au moins égale à 4 mm. La Photo 2.6 présentée précédemment (paragraphe 2.1.1.1.2) montre des exemples de panneaux obtenus.

Etape 2 : fabrication de la structure d'allègement

La structure d'allègement (en PIRR) est constituée d'inclusions prismatiques, de section rectangulaire (ex. 10 x 12mm²) et de longueur inférieure de 1 mm à celle du moule utilisé (soit, 570 mm). Les inclusions prismatiques sont obtenues après usinage des rachis en atelier de menuiserie, comme décrit dans le paragraphe. Elles sont ensuite séchées à 103 $\pm$ 2 °C en étuve pendant 24 heures, pour une teneur en eau d'environ 6 %. L'assemblage des inclusions séchées, disposées sur le champ et régulièrement espacées à l'aide de biscuits (B1) en PIRR permet d'obtenir la structure d'allègement. Une deuxième catégorie de biscuits (B2) en PIRR, disposés sur la structure d'allègement assurent le positionnement en épaisseur de cette dernière dans le matériau sandwich final. La figure 2.13 présente le dessin de la structure d'allègement. L'assemblage est réalisé avec la colle de polystyrène, celle utilisée comme matrice à la fabrication des CBPo. La photo 2.31 montre un exemple de structures d'allègement fabriquées.

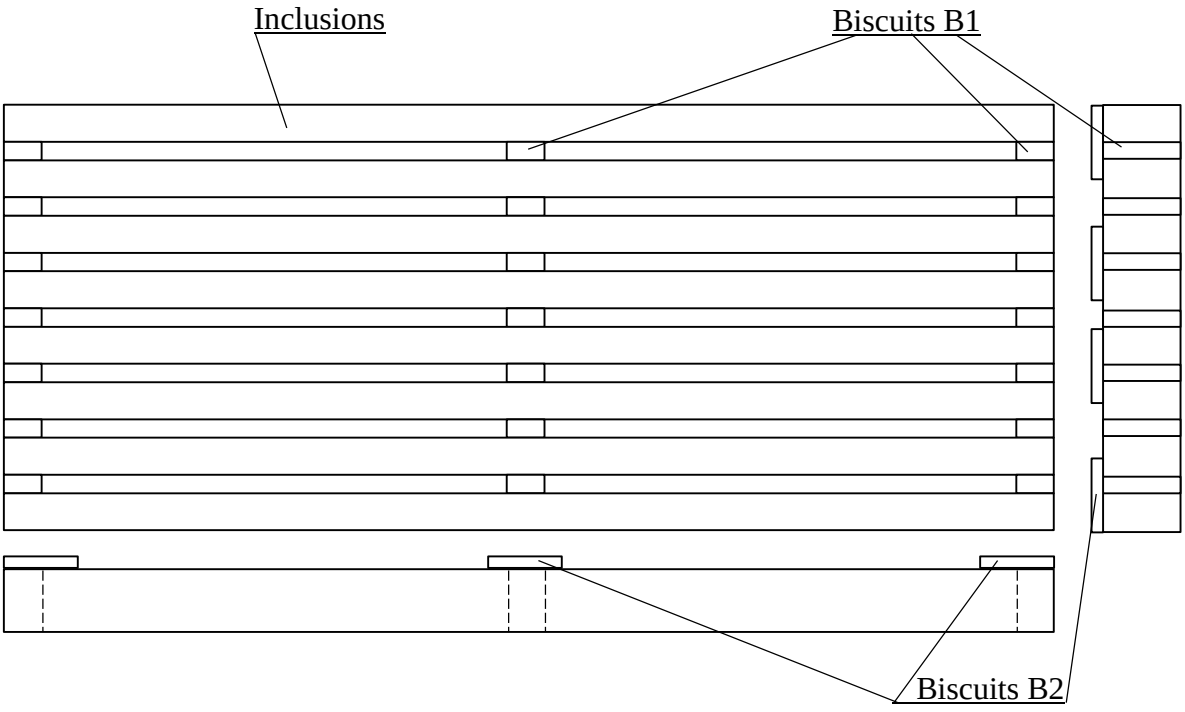



Figure 2.13: dessin de la structure d'allègement.

Photo 2.30: vue de la structure d'allègement en PIRR.

Etape 3 : assemblage par coulage du liant (CBPl)

En dernière étape, on procède au coulage du liant qui est du CBPl (composite bois-PEBD) à l'état fondu à 170 °C environ et le procédé de fabrication suivant est décrit précédemment (paragraphe 2.1.1.2.2). Ce liant assure l'assemblage du reste des constituants (peaux et inclusions) du panneau sandwich. En effet, une première peau préalablement fabriquée est posée à plat dans un moule (dimensions intérieures : 571 mm × 140 mm × 30 mm) (photo 2.32-a). Une couche de 2 à 5 mm du liant est coulée sur la peau à l'intérieur du moule. Une structure d'allègement de raphia est ensuite posée et légèrement pressée sur la peau dans le moule (photo 2.32-b). On coule à nouveau le liant jusqu'à une épaisseur proche de celle de l'âme et on pose une deuxième peau (photo 2.32-c) puis on ferme le moule. L'ensemble est ensuite soumis à une pression d'environ 2 kilo-Pascal à l'aide d'une presse mécanique (photos 2.32-d) ; cette pression permet d'assurer un contact franc entre les peaux et le liant, et une bonne distribution du liant autour de la structure d'allègement. Des butées installées dans le moule permettent de limiter le déplacement du piston (couvercle) pendant le pressage et d'obtenir ainsi l'épaisseur du panneau sandwich désirée. Depuis la première coulée du liant jusqu'au pressage, toutes les opérations doivent être réalisées en un temps très court, afin de préserver la fluidité du CBPl. Après un maintien d'au moins 10 minutes sous la presse (temps nécessaire à la solidification du liant), on procède au démoulage. Enfin, on reprofile le panneau à la scie circulaire (atelier de menuiserie) et on obtient le matériau sandwich, comme présenté sur la photo 2.32-e. La photo 2.33 montre de façon plus explicite le prototype du sandwich fabriqué.

Photo 2.32-a Photo 2.32-b Photo 2.32-c Photo 2.32-d Photo 2.32-e

Photo 2.31: étapes de fabrication du modèle de panneau sandwich développé : a) pose de la 1ère peau dans le moule, b) pose de la structure d'allègement et coulage du liant, c) pose de la 2ème peau, d) moule contenant le panneau sandwich sous presse mécanique et, e) panneau sandwich obtenu après démoulage et reprofilage.

Photo 2.32: prototype du modèle de matériau sandwich réalisé.

## 2.4. Caractérisation expérimentale du matériau sandwich élaboré

### 2.4.1. Echantillonnage

Pour étudier l'influence des constituants sur le comportement des propriétés du matériau sandwich élaboré, différents échantillons ont été formulés. Cependant, selon le type de propriété étudiée, seuls les échantillons formulés sur la base des facteurs susceptibles d'expliquer les variations de ladite propriété sont considérés. Les différents échantillons ont été élaborés en utilisant les matériaux précédemment présentés et sur la base d'un plan d'échantillonnage.

#### 2.4.1.1. Matériaux de base utilisés pour les échantillons du matériau sandwich élaboré

Les matériaux de base utilisés pour fabriquer les échantillons du matériau sandwich élaboré sont le CBPo, le CBPl et la PIRR. Deux variantes de PIRR, r1 et r2, ont été utilisées pour l'âme, et deux variantes de CBPo, cbpo_1 et cbpo_2, ont été utilisées pour les peaux. Les propriétés de ces différents matériaux de base utilisés proviennent des études réalisées dans le présent travail ; ces propriétés sont présentées dans le tableau 2.12.

Tableau 2.12: propriétés des matériaux de base utilisés pour la fabrication des échantillons d'étude expérimentale du matériau sandwich élaboré.

| Propriétés | | | Composite bois polystyrène (CBPo) | | Composite bois plastique (CBPl) | Raphia (PIRR) | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | cbpo _1 (*) | cbpo _2 (**) | | Raphia r1 | Raphia r2 |
| Propriété physique | | Masse volumique ($kg.m^{-3}$) | 786,8 (12,8) | 759,6 (14,4) | 906,7 (11,5) | 150,1 (8,59) | 201,0 (10,5) |
| Propriétés mécaniques | Propriétés en traction | résistance en traction (MPa) | 4,45 (0,47) | 10,4 (1,08) | 5,40 (0,38) | / | / |
| | | Module en traction (MPa) | 1589,1 (131,1) | 2901,3 (263,5) | 981,2 (108,2) | / | / |
| | | Coefficient de Poisson (MPa) | 0,19 (0,03) | 0,27 (0,04) | 0,31 (0,02) | / | / |
| | Propriétés en compression | Résistance en compression (MPa) | 7,39 (1,06) | 8,30 (1,10) | 11,84 (0,82) | 6,93 (0,95) | 11,00 (0,94) |
| | | Module en compression (MPa) | 439,1 (55,0) | 491 (65,0) | 607,3 (78,3) | 398,5 (44,9) | 683,1 (18,8) |
| | Propriétés en flexion | Résistance en flexion (MPa) | 5,8 (1,09) | 9,27 (2,16) | 5,85 (1,32) | 15,9 (4,67) | 26,1 (2,67) |
| | | Module en flexion (MPa) | 1152,0 (84,1) | 1993,8 (347,9) | 771,7 (88,6) | 1731,7 (341,0) | 2825,3 (222,6) |
| Propriété thermique (***) | | Conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$) | 0,137 (0,006) | 0,127 (0,012) | 0,215 (0,011) | 0,055 (0,004) | 0,073 (0,005) |

Les valeurs entre parenthèses représentent les écart-types ;

(*) T_315_40%_100°C ;

(**) G_315_30%_100°C_f ;

(***) propriétés évaluées à 25°C, humidité des panneaux 13 à 15 %.

### 2.4.1.2. Plan d'échantillonnage et production des échantillons

Pour analyser le comportement des propriétés des panneaux, un plan d'échantillonnage global a été établi et utilisé ; il est présenté au tableau 2.13. Il prend en compte les facteurs suivants : proportion et qualité (propriétés physiques et mécaniques) de la PIRR, épaisseur de l'âme (rapport $e_2$ / e), qualité mécanique du matériau des peaux et conditionnement (condition de laboratoire, immersion dans l'eau, température). Un total de 15 échantillons dont 4 tri-couches (échantillons sans inclusion, figure 2.14) et 11 sandwichs (échantillons avec inclusion en PIRR, figure 2.15) ont été formulés afin de mesurer l'influence des variables de formulation et des facteurs extérieurs. Pour faciliter l'identification des échantillons, une désignation explicite est utilisée (avant dernière colonne du tableau 2.13), sous le format suivant:

P_a_ri_b_Xj_ép…..

Où :

P : panneau ;
a : fraction volumique de raphia dans l'âme, soit section totale (l*h) de raphia divisée par la section de l'âme (en %) ;
ri : variante de raphia, r1 ou r2 (voir tableau 2.12); quand a = 0, ri est absent dans la désignation ;
b : rapport de l'épaisseur ''ea'' de l'âme et celle ''e''du panneau (en %) ;
Xj : variante de matériau constituant les peaux, le composite bois polystyrène cbpo_1 ou cbpo_2 (voir tableau 2.12) ;
ép. : épaisseur du panneau (mm).

Une désignation simplifiée (plus courte) est également donnée dans la dernière colonne du tableau 2.13, en accompagnement à la précédente, pour être utilisée en cas de besoin : T1 à T4 pour les panneaux tri-couches et, S1 à S11 pour les panneaux sandwichs.
Les différents échantillons ont été produits en utilisant la méthode de fabrication décrite précédemment et conformément au plan d'échantillonnage présenté dans le tableau 2.13. Après fabrication, les panneaux ont subi un reprofilage à la scie circulaire, en atelier de menuiserie. Les différentes séries d'éprouvettes ont été prélevées à l'aide de la même machine dans les formes et dimensions recommandées par les normes utilisées. Les photos 2.34 montrent les images de quelques échantillons.

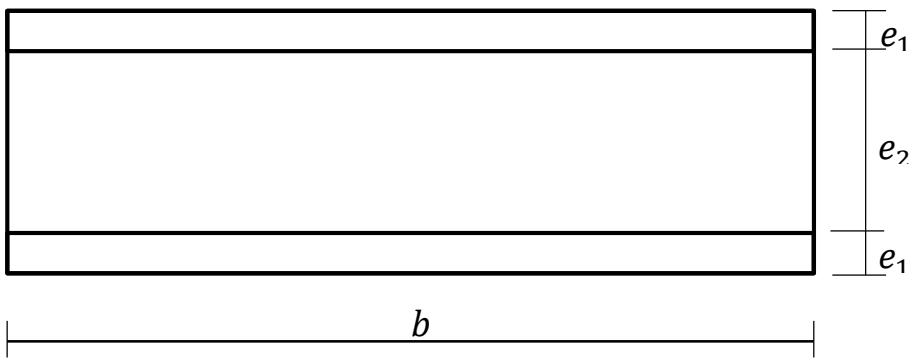
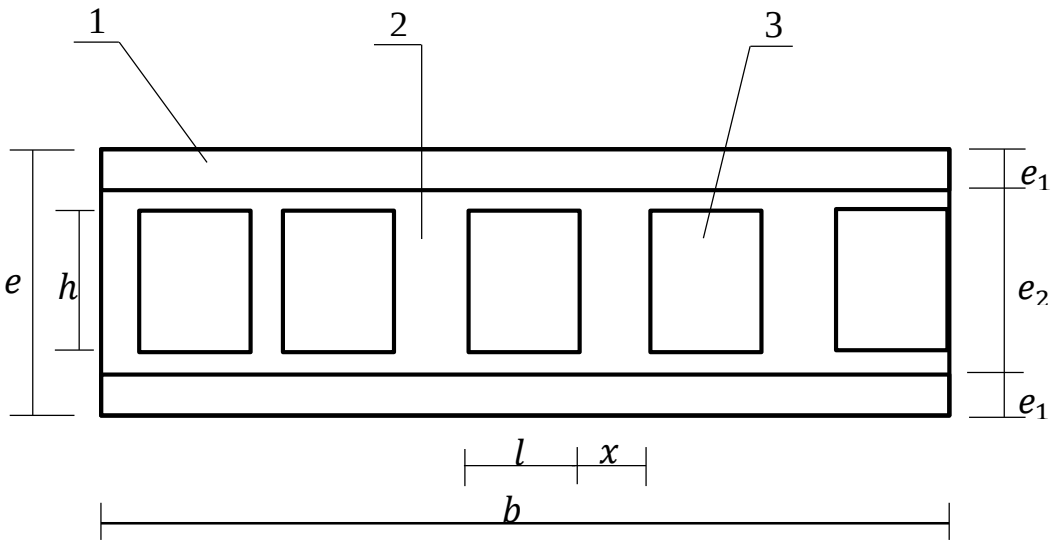



Figure 2.14: schéma de la section transversale d'une tri-couche (absence de PIRR).




1 : peau en CBPo ;
2 : liant en CBPl ;
3 : inclusion en PIRR.

Figure 2.15: schéma de la section transversale du sandwich.

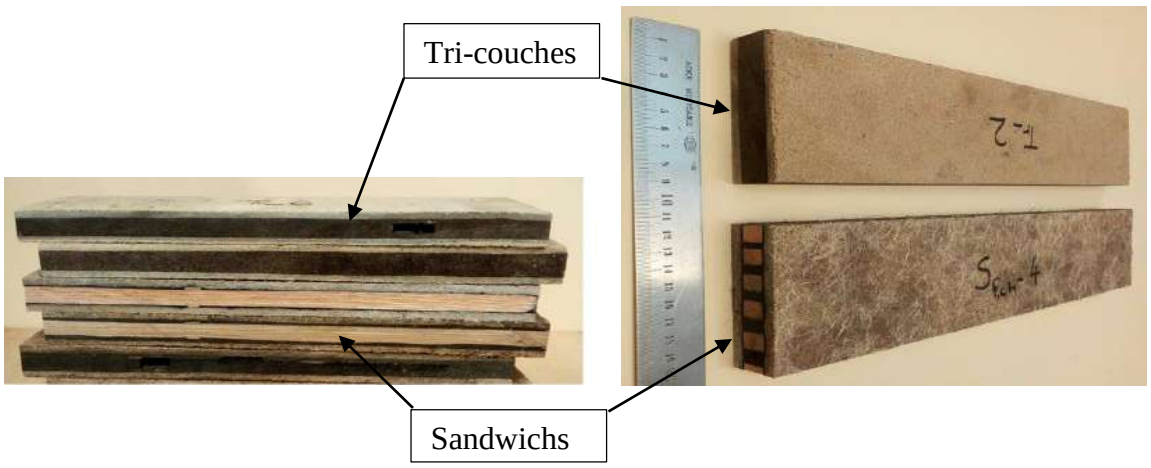



Photo 2.33: exemples de panneaux tri-couches et sandwichs.

Tableau 2.13: plan d'échantillonnage général utilisé pour l'étude du matériau sandwich élaboré.

| Panneau | Constituants des panneaux | | | | | | Condition-nement | Désignation explicite de l'échantillon | Désignation simplifiée |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Inclusion (PIRR) | | | Peau (CBPo) et âme (CBPl) | | | | | |
| | Proportion de PIRR dans l'âme | Qualité de raphia : r1 ou r2 | Section de PIRR (mm²) : $l \times x$ | Rapport $\beta = e_2 / e$ | Densité théorique de l'âme (loi des mélanges) | Qualité du matériau des peaux : X1 ou X2 | | | |
| Tri-couche | 0 | - | - | 0,50 | 0,91 | X1 | CS | P_0_50_X1_ép.24 | T1 |
| | 0 | - | - | 0,67 | 0,91 | X1 | CS | P_0_67_ X1_ép.24 | T2 |
| | 0 | - | - | 0,67 | 0,91 | X1 | CS_Hum | P_0_67_ X1_ép.24_Hum | T3 |
| | 0 | - | - | 0,67 | 0,91 | X1 | CS_70°C | P_0_67_ X1_ép.24_70°C | T4 |
| Sandwich | 0,30 | r1 | 5 × 12 | 0,50 | 0,66 | X1 | CS | P_30_r1_50_X1_ép.24 | S1 |
| | 0,30 | r1 | 5 × 12 | 0,67 | 0,66 | X1 | CS | P_30_r1_67_ X1_ép.24 | S2 |
| | 0,50 | r1 | 10 × 12 | 0,50 | 0,52 | X1 | CS | P_50_r1_50_X1_ép.24 | S3 |
| | 0,50 | r1 | 10 × 12 | 0,67 | 0,53 | X1 | CS | P_50_r1_67_ X1_ép.24 | S4 |
| | 0,50 | r1 | 10 × 12 | 0,67 | 0,54 | X2 | CS | P_50_r1_67_X2_ép.24 | S5 |
| | 0,50 | r2 | 10 × 12 | 0,67 | 0,56 | X2 | CS | P_50_r2_67_X2_ép.24 | S6 |
| | 0,50 | r2 | 10 × 12 | 0,67 | 0,57 | X2 | CS_Hum | P_50_r2_67_X2_ép.24_Hum | S7 |
| | 0,50 | r2 | 10 × 12 | 0,67 | 0,56 | X2 | CS_70°C | P_50_r2_67_X2_ép.24_70°C | S8 |
| | 0,70 | r2 | 10 × 12 | 0,67 | 0,44 | X2 | CS | P_70_r2_67_X2_ép.24 | S9 |
| | 0,70 | r2 | 12 × 16 | 0,70 | 0,41 | X2 | CS | P_70_r2_70_X2_ép.30 | S10 |
| | 0,70 | r2 | 12 × 24 | 0,70 | 0,43 | X2 | CS | P_70_r2_70_X2_ép.40 | S11 |

Conditions de stockage (CS) : 25 °C et 65 % ± 5 % HR, pendant 40 h ;
Conditions de stockage (CS_Hum) : après CS, immersion dans l'eau à 20°C, pendant 24 h ;
Conditions de stockage (CS_70°C) : après CS, étuvage à 70°C, pendant 6 h.

### 2.4.2. Caractérisation physique du matériau sandwich élaboré

Les propriétés physiques étudiées sont la masse volumique, l'absorption et le gonflement en épaisseur.

#### 2.4.2.1. Mesure de la masse volumique du matériau sandwich

La masse volumique des échantillons a été déterminée en utilisant la méthode de la double pesée. Cette méthode a déjà été décrite au 1er chapitre et les mesures ont été effectuées dans les mêmes conditions. La masse volumique a été évaluée pour tous les échantillons présentés dans le plan d'échantillonnage général, à l'exception des échantillons humidifiés (P_0_67_X1_ép.24_Hum et P_50_r2_67_X2_ép.24_Hum). Par échantillon, six éprouvettes de dimensions 50 x 50 x épaisseur ($mm^3$) ont été utilisées. La masse volumique $\rho$ (kg / $m^3$) d'une éprouvette a été calculée comme rapport de la masse $M$ (kg) de celle-ci à son volume $V$ ($m^3$):

$$\rho = \frac{M}{V} \tag{2.24}$$

#### 2.4.2.2. Mesure des taux d'absorption et de gonflement du matériau sandwich

La mesure du taux d'absorption d'eau et de gonflement en épaisseur des différents panneaux sandwichs a été réalisée dans les conditions prévues par la norme NF EN 1609 (1997). Les échantillons du plan d'échantillonnage général qui ont été pris en compte dans l'évaluation de cette propriété sont ceux d'épaisseur 24 mm et non soumis à l'humidité ou à la température. Six éprouvettes ont été utilisées par échantillon. Les dimensions des éprouvettes utilisées étaient de 50 x 50 x épaisseur ($mm^3$). Les éprouvettes ont été totalement immergées dans un bac à eau et maintenues à l'aide d'une grille pour ne pas flotter. Les mesures ont été effectuées sur une durée de 34 jours, afin de s'assurer de l'état de saturation quasi-total des échantillons. La masse et les dimensions (longueur, largeur et épaisseur) de chaque éprouvette ont été mesurées aux dates t = 0 h, 2 h, 24 h, 36 h, 48 h, 72 h, 96 h, 6 j, 8 j, 10 j, 20 j et 34 j. Les mesures ont été effectuées dans une salle à une température de 23 ± 2°C. Les taux d'absorption et de gonflement de ces échantillons, à une date t, ont été calculés à l'aide des équations suivantes:

$$Abs\ (\%) = \frac{M_t - M_0}{M_0} \times 100 \tag{2.25}$$

$$G_{fl}\ (\%) = \frac{e_t - e_0}{e_0} \times 100 \tag{2.26}$$

Où :

$Abs$ : taux d'absorption d'une éprouvette ;

$M_0$ et $M_t$ : masse de l'éprouvette, à la date initiale et à une date t donnée pendant l'expérience, respectivement ;

$G_{fl}$ : taux de gonflement de l'éprouvette ;

$e_0$ et $e_t$ : épaisseur de l'éprouvette, à la date initiale et à une date t donnée pendant l'expérience, respectivement ;

### 2.4.3. Caractérisation mécanique du matériau sandwich

Pour déterminer les propriétés mécaniques des différents échantillons du matériau sandwich, les essais de flexion, de cohésion interne et de compression ont été effectués.

#### 2.4.3.1. Essais de flexion sur le matériau sandwich

L'essai de flexion permet de caractériser le comportement mécanique d'un matériau sous un chargement induisant un moment fléchissant. Le principe de l'essai est d'appliquer un système plan de forces symétriques orthogonales à la ligne moyenne d'une éprouvette prismatique sur appuis et de recueillir la réponse en déformation (flèche) de celle-ci. Il est alors possible d'estimer les caractéristiques élastiques et de rupture du matériau. Les précautions à prendre pour ce type d'essai se situent principalement au niveau des appuis. En particulier, les appuis supérieurs doivent être équidistants des appuis inférieurs et l'éprouvette doit être parfaitement perpendiculaire au plan d'application des charges.

Pour déterminer les caractéristiques du matériau sandwich à l'étude en flexion, les prescriptions de la norme NT T54 – 606 (1987) ont été utilisées. Par les essais de flexion 3 points et 4 points, cette norme permet de déterminer le module de cisaillement de l'âme (Ga), le module de rigidité (D) et le module de cisaillement des panneaux en flexion (N) ainsi que la contrainte de rupture. Les schémas de principe des deux essais sont ceux présentés dans le chapitre précédent sur les figures 1.13 et 1.14.

Les deux essais ont été réalisés à l'aide d'une machine d'essai universelle de marque IGM instrumentée en capteur de 250 kN et pilotée par ordinateur avec enregistrement des valeurs de charge et flèche. Le dispositif de chargement est constitué d'appuis cylindriques (rayon, 30 mm) à position réglable et permet ainsi une utilisation en flexion 3 points ou 4 points. La distance entre les appuis supérieurs était $L_1$ = 200 mm et entre les appuis inférieurs, $L_2$ = 480 mm dans le cas de la flexion 4 points. Pour la flexion 3 points, la distance entre les appuis extrêmes était L = 480 mm. Les photos 2.35 montrent les montages d'essai utilisés et des panneaux tri-couches et sandwich rompus pendant l'essai de flexion 4 points.

Tous les échantillons du plan général d'échantillonnage (tableau 2.13) ont été testés. Par échantillon, 3 éprouvettes de forme prismatique $530 \times 90 \times$ épaisseur ($mm^3$), ont été utilisées. La vitesse de déplacement de la traverse pendant les essais était de 4 $mm.min^{-1}$. A la fin des essais, les données force ($F_i$) - flèche ($f_i$) de chaque éprouvette ont été récupérées pour en construire le graphe correspondant. La charge de rupture des peaux et la charge maximale en flexion 4 points de chaque éprouvette ont été extraites. Les pentes $p_3$ et $p_4$ des droites d'ajustement des points ($F_i$ ; $f_i$) pour $0 \leq F_i \leq 200\ N$ (domaine quasi linéaire) obtenus lors des essais de flexion 3 points et 4 points respectivement, ont ensuite été déterminées par régression linéaire simple (méthode des moindres carrés). A partir de ces paramètres et des données géométriques des constituants de chaque éprouvette, les différentes caractéristiques élastiques et de rupture citées ci-dessus ont été calculées. La rigidité D en flexion et le module de cisaillement U des panneaux ont été calculés en utilisant les formules (2.27) et (2.28). Ces formules ont été déduites des équations (1.25) et (1.29) présentées au chapitre 1. La contrainte de rupture en flexion 4 points et le module de cisaillement Ga de l'âme ont été calculés à l'aide des formules (1.26) et (1.30) respectivement, également présentées au chapitre 1. Enfin, les moyennes des caractéristiques des échantillons ont été calculées et comparées.

$$D = \frac{48[L^2 - (L_2 - L_1)(L_2 + 2L_1)]}{\frac{1}{p_3 L} - \frac{1}{p_4(L_2 - L_1)}} \quad (2.27)$$

$$U = \left(\frac{4}{p_3 L} - \frac{L^2}{12D}\right)^{-1} \quad (2.28)$$

Avec :

$$p_3 = \frac{\Delta P_3}{\Delta w_3} \quad (2.29)$$

et

$$p_4 = \frac{\Delta P_4}{\Delta w_4} \quad (2.30)$$

Photo 2.35-a

Photo 2.35-b

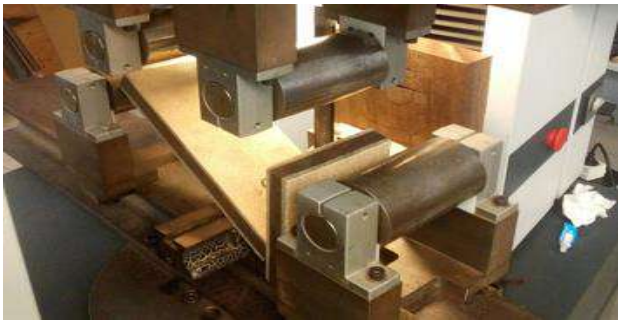


Photo 2.35-c

Photo 2.35-d

Photo 2.34: montage d'essai utilisé en a) flexion 3 points et b) flexion 4 points ; c) rupture brusque de panneau tri-couche en flexion 4 points et d) rupture progressive de panneau sandwich en flexion 4 points.

### 2.4.3.2. Essai de cohésion interne sur le matériau sandwich

L'essai de cohésion interne d'un matériau sandwich permet de mesurer la résistance de celui-ci en traction perpendiculaire. L'essai consiste à soumettre une éprouvette, à un effort de traction orthogonal aux peaux du matériau sandwich. L'effort est transmis à l'éprouvette par

l'intermédiaire d'un dispositif constitué de deux blocs d'attaches épaisses indéformables, collés sur les peaux avec une résine époxy. Le schéma de principe de l'essai est présenté à la figure 2.16. L'essai a été réalisé sur 8 échantillons (tableau 2.14) suivant les prescriptions de la norme NF T 54-603 (1983). Dix éprouvettes de forme prismatique, de dimensions 50 x 50 x épaisseur ($mm^3$) ont été utilisées par échantillon. L'essai a été effectué sur une machine universelle de marque IGM, au laboratoire de l'ENSTP de l'UNSTIM à Abomey (Bénin). Elle est instrumentée en capteur de force 50 kN et pilotée par un ordinateur. Un comparateur numérique de précision 0,001mm a été utilisé pour la mesure du déplacement en épaisseur pendant l'essai. Les photos 2.36 montrent le montage d'essai utilisé. La vitesse de déplacement de la traverse pendant l'essai est 1,2 $mm.min^{-1}$. La courbe contrainte - déformation pour chaque éprouvette a été construite à l'aide de ses données géométriques et avec l'effort de traction et du déplacement correspondant récupérés au cours de l'essai. La contrainte $\sigma_{tr}$ à la rupture a été calculée par la formule (2.31):

$$\sigma_{tr} = \frac{F_{tr}}{C_1.C_2} \tag{2.31}$$

Avec $F_{tr}$, l'effort de traction à la rupture, '' $C_1$ '', la longueur et '' $C_2$ '', la largeur de l'éprouvette.

Tableau 2.14: caractéristiques des échantillons utilisés pour l'essai de cohésion interne.

| Echantillons | Section transversale des inclusions ($mm^2$) | Nombre d'inclusions sur la largeur du panneau (90 mm) | Proportion de volume de PIRR par rapport au volume de l'âme, valeur nominale (%) | Proportion de section de PIRR par rapport à la section de l'âme au niveau du plan moyen (X, Z) (%) | Proportion de section de CBPl par rapport à la section de l'âme au niveau du plan moyen (X, Z) (%) |
|---|---|---|---|---|---|
| P_0_50_X1_ép.24 | 0 | 0 | 0 | 0 | 100 |
| P_30_r1_50_X1_ép.24 | 5 × 12 | 6 | 30 | 33,3 | 66,7 |
| P_30_r1_67_X1_ép.24 | 5 × 12 | 8 | 30 | 44,0 | 56,0 |
| P_50_r1_50_X1_ép.24 | 10 × 12 | 4,5 | 50 | 50,00 | 50,0 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 10 × 12 | 6 | 50 | 66,7 | 33,3 |
| P_50_r2_67_X2_ép.24 | 10 × 12 | 6 | 50 | 66,7 | 33,3 |
| P_70_r2_67_X2_ép.24 | 10 × 12 | 8 | 67 | 89,0 | 11,0 |
| P_70_r2_67_X2_ép.30 | 12 × 16 | 6 | 67 | 80,0 | 20,0 |

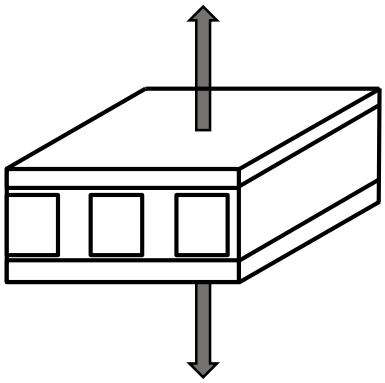


Figure 2.16: schéma de principe de l'essai de cohésion interne sur les sandwichs.

Photo 2.36-a

Photo 2.36-b

Photos 2.35: essai de cohésion interne sur les sandwichs : a) montage d'essai utilisé avec une éprouvette sous charge, b) éprouvette en phase de rupture.

### 2.4.3.3. Essai de compression sur le matériau sandwich

Les échantillons ont été testés en compression suivant la direction longitudinale, c'est-à-dire la direction du fil des inclusions. L'essai de compression longitudinale a été réalisé selon la norme NF T 54-604, (1986). Sept échantillons ont été testés ; il s'agit de T1, T2, S4, S5, S6, S9 et S10. Par échantillon, 10 éprouvettes de dimensions 70 x 50 x épaisseur ($mm^3$) ont été utilisées. Les deux extrémités des échantillons ont été soigneusement usinées pour obtenir des faces parallèles entre elles et perpendiculaires à la direction longitudinale. La photo 2.37 montre le montage d'essai utilisé. Les essais ont été réalisés à vitesse de traverse constante de 1,2 mm. $min^{-1}$. Les forces et déplacements enregistrés ont permis de déterminer le module d'élasticité et la contrainte maximale. Le module déterminé est la pente de la partie linéaire de la courbe contrainte – déformation. La contrainte maximale a été calculée d'après l'équation (2.32) :

$$\sigma_{cr} = \frac{F_{cr}}{C.e} \qquad (2.32)$$

Avec $F_{cr}$, l'effort de compression à la rupture, '' *C* '', la largeur et ''e'', l'épaisseur de l'éprouvette.

Photo 2.36: essai de compression sur une éprouvette de sandwich.

### 2.4.4. Mesure de la conductivité thermique équivalente des panneaux sandwichs

La conductivité thermique équivalente (ou globale) des panneaux (tri-couches et sandwichs) a été mesurée dans la direction normale à la grande surface (paroi) de ces derniers. La mesure a été effectuée en régime variable, en utilisant la méthode du ruban chaud en configuration symétrique. Cette méthode ainsi que le dispositif expérimental utilisé ont déjà été présentée précédemment. Cependant, en raison de la structure du matériau sandwich à l'étude, le ruban est disposé dans la direction perpendiculaire à celle du fil de la PIRR à l'intérieur de ce dernier, comme le montre la figure 2.17. Les échantillons testés sont T1, T2, S1, S2, S4, S5, S6 et S9. Par échantillon, 03 paires d'éprouvettes ont été utilisées et 02 mesures ont été réalisées sur chaque paire d'éprouvettes. Lors d'une mesure, une tension $U_0$ = 9V est imposée aux bornes de la résistance pendant 180s et la réponse en température est enregistrée toutes les 5 secondes. Comme dans le cas des composites monolithiques, cette valeur de tension a été adoptée pour les panneaux sandwichs après des mesures préliminaires qui ont montré une absence de variation de température sur la face opposée de l'éprouvette au cours de l'essai ; ceci a permis de s'assurer que l'hypothèse de milieu semi-infini est vérifiée. Le traitement des données a été fait comme décrit au paragraphe 2.1.2.2.4.

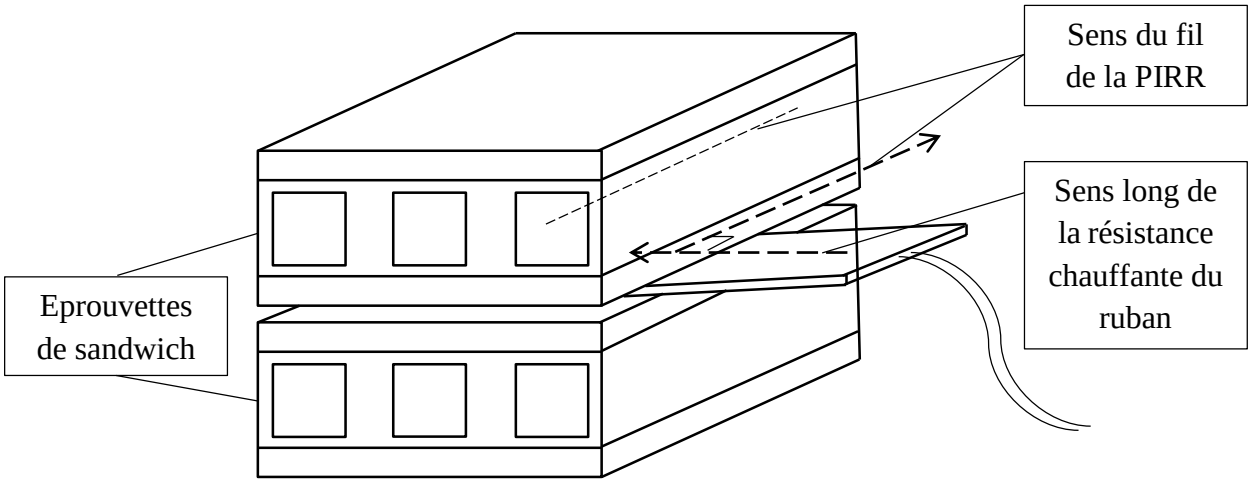



Figure 2.17: schéma de principe de montage utilisé pour la mesure de la conductivité thermique des échantillons de sandwich par la méthode du ruban chaud en configuration symétrique.

### 2.4.5. Caractérisation microscopique des panneaux

La caractérisation microscopique des panneaux a essentiellement consisté à observer les interfaces peau – liant et liant – inclusion. Le matériel utilisé est le même que celui utilisé pour caractériser les composites monolithiques. Aucun traitement spécial n'a été nécessaire avant l'observation.

## 2.5. Modélisation des principales propriétés du matériau sandwich

### 2.5.1. Modélisation des propriétés du matériau sandwich en flexion

#### 2.5.1.1. Hypothèses générales de calcul

Les variantes de sandwich développées sont supposées à peaux épaisses, au sens d'**Allen (1961)**. Les matériaux des couches des panneaux (CBPo et CBPl) sont supposés homogènes, isotropes et fragiles en traction. On considère que les inclusions travaillent essentiellement en flexion à l'intérieur des panneaux et la PIRR a un comportement élasto-plastique, avec une zone de déformation plastique en plateau, c'est-à-dire rectiligne de pente nulle. Les glissements entres les différents constituants (couches et inclusions) aux interfaces sont négligés (surfaces de contact solidaires).

#### 2.5.1.2. Modélisation analytique de la rigidité D du matériau sandwich en flexion

La rigidité en flexion est une propriété primordiale pour les matériaux de type sandwich. Elle représente non seulement la propriété élastique la plus utilisée (comme le module d'élasticité pour les matériaux monolithiques) mais également elle contrôle les autres propriétés (module de cisaillement, contrainte de rupture des peaux, etc) surtout lorsqu'il s'agit des sandwichs à peaux épaisses.
La rigidité du matériau sandwich à l'étude a été déterminée par homogénéisation analytique. Cette dernière a été réalisée en deux étapes : l'homogénéisation de la rigidité de l'âme du matériau sandwich dans un premier temps et celle du matériau sandwich lui-même dans un second temps.

##### 2.5.1.2.1. Homogénéisation de la rigidité Dc de l'âme du matériau sandwich

Les propriétés des constituants étant connues, il est possible d'estimer les propriétés équivalentes de tout ou partie du sandwich par homogénéisation. Sur le volume élémentaire représentatif (VER) considéré (figure 2.18), la rigidité de l'âme s'obtient par simple sommation des contributions des inclusions prismatiques en PIRR (partie 3) et de la matrice ou liant en CBPl (partie située entre 1 et 3). On écrit alors :

$$D_2 = D_2^0 + D_3 \tag{2.33}$$

Où $D_2$ est la rigidité du VER, $D_2^0$ la contribution de la matrice et $D_3$ la contribution des inclusions.

Par rapport à l'axe z, ces rigidités valent :

$$D_2^0 = \frac{E_2^0}{12}[(l + z_0).e_2^3 - l.e_3^3] \tag{2.34}$$

$$D_3 = \frac{1}{12}E_3.l.e_3^3 \tag{2.35}$$

De sorte que :

$$D_2 = \frac{1}{12}[E_2^0.(l + z_0).e_2^3 + l.e_3^3(E_3 - E_2^0)] \tag{2.36}$$

Où :

$E_2^0$ : module d'élasticité du CBPl ;

$E_3$ : module d'élasticité du PIRR ;

$e_2$ : épaisseur de la partie 2 ;

$e_3$ : épaisseur de la partie 3 ;

$l$ : largeur des inclusions ;

$z_0$ : espacement des inclusions.

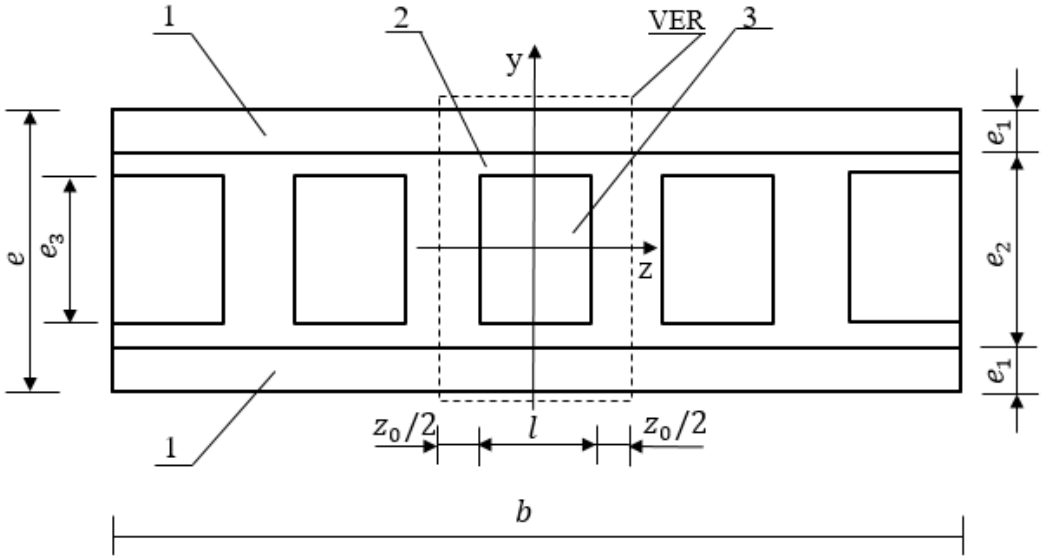



Figure 2.18: schéma du sandwich et volume élémentaire représentatif (VER) utilisé pour la modélisation de la rigidité analytique des panneaux en flexion.

La rigidité totale ou équivalente $\underline{D_2}$de l'âme du sandwich s'obtient en multipliant $D_2$ par le nombre $n$ de fois que le VER se répète suivant z, dans le sandwich.

Comme :

$$n = \frac{b}{l + z_0} \tag{2.37}$$

Il vient que :

$$\underline{D_2} = \frac{1}{12}[E_2^0.b.e_2^3 + n.l.e_3^3(E_3 - E_2^0)] \tag{2.38}$$

#### 2.5.1.2.2. Homogénéisation de la rigidité équivalente ($D$) du sandwich

La rigidité équivalente (ou rigidité globale) $D$ du sandwich est égale à la somme des rigidités apportées par les peaux et l'âme (**Zenkert, 1995**).

$$D = 2D_1 + \underline{D_2} \tag{2.39}$$

Avec :

$$D_1 = E_1\left[\frac{b.e_1^3}{12} + b.e_1\left(\frac{e_1 + e_2}{2}\right)^2\right] \tag{2.40}$$

Où :

$D_1$ : apport en rigidité d'une peau ;

$e_1$: épaisseur d'une peau ;

$E_1$ : module d'élasticité du CBPo.

On obtient alors :

$$D = 2\left[\frac{b.e_1^3}{12} + b.e_1\left(\frac{e_1+e_2}{2}\right)^2\right]E_1 + \frac{1}{12}[b.e_2^3.E_2^0 + n.l.e_3^3(E_3 - E_2^0)] \qquad (2.41)$$

Afin d'étudier le comportement de la rigidité vis-à-vis des nombreuses variables ($e_1$, $e_2$, $e_3$, l, n, etc) qui la contrôlent, nous substituons celles-ci à de nouvelles variables :

$$\alpha = n.l/b \ ; \beta = e_3/e_2 \ ; \gamma = e_2/e \ ; \varepsilon = E_2^0/E_1 \text{ et } \delta = E_3/E_1 \qquad (2.42)$$

Avec :

$\alpha \in [0\ ;1]$ ; $\beta \in [0\ ;1]$ ; $\gamma \in ]0\ ;1[$ (condition sandwich) ; $\varepsilon \in [0\ ;1[$ et $\delta \in [0\ ;+\infty[$

Où :

$e$ : épaisseur du panneau sandwich.

Ces intervalles sont donnés au regard de la configuration géométrique et matérielle (ordres de grandeur des dimensions et des propriétés élastiques des constituants) de notre matériau sandwich.

Les relations (2.42) permettent d'écrire :

$$e_3 = \beta.\gamma.e \qquad (2.43)$$

Et l'équation (2.41) devient :

$$D = \frac{be^3}{12}E_1\left[\frac{1}{4}(1-\gamma)^3 + \frac{3}{4}(1-\gamma)(1+\gamma)^2 + \varepsilon\gamma^3 + (\delta-\varepsilon).\alpha.\beta^3.\gamma^3\right] \qquad (2.44)$$

En posant :

$$D_0 = \frac{be^3}{12}E_1 \qquad (2.45)$$

On réécrit plus simplemment l'équation (2.44), sous la forme :

$$D/D_0 = \frac{1}{4}(1-\gamma)^3 + \frac{3}{4}(1-\gamma)(1+\gamma)^2 + [\varepsilon + (\delta-\varepsilon)\alpha\beta^3]\gamma^3 \qquad (2.46)$$

L'équation (2.46) permet d'étudier théoriquement le comportement de la rigidité du sandwich par rapport aux propriétés mécaniques et géométriques de ses constituants. Elle a été simulée sous Matlab (vs 2016).

### 2.5.1.3. Simulation numérique du comportement du matériau sandwich en flexion : état de contrainte et de déformation

La modélisation par éléments finis du comportement du matériau sandwich en flexion a été réalisée à l'aide d'Abaqus / Standard (vs 2017). Abaqus / Standard est une composante de SIMULIA Abaqus, un programme d'analyse par éléments finis (FEA) utilisé dans plusieurs domaines dont la mécanique de solides. SIMULIA Abaqus / Standard est approprié aux événements statiques ou dynamiques à basse vitesse et donne des solutions de contraintes et de déformation précises (**Abaqus/standard**).

Trois types de panneaux ont été modélisés ; il s'agit des panneaux P_0_50_X1_ép.24, P_50_r1_67_X1_ép.24 et P_70_r2_67_X2_ép.40. Les essais de flexion 3 points et 4 points ont été simulés sur chaque type de panneau. Les constituants des différents panneaux (peaux, âme, inclusions) ont été modélisés dans un espace 3 D comme éléments de types de solide. L'âme des panneaux sandwichs étant constituée du liant avec inclusions, sa géométrie est définie comme un volume creux dans lequel sont logées les inclusions. Les constituants des panneaux ont été considérés déformables tandis que les appuis (rouleaux) sont considérés comme des solides rigides. La longueur des panneaux est de 530 mm. L'entraxe entre les rouleaux (appuis) inférieurs est de 480 mm pour les deux types d'essai et, 200 mm entre les rouleaux supérieurs dans le cas de la flexion 4 points. Les rouleaux sont cylindriques, de diamètre 60 mm et de longueur 100 mm. Les propriétés renseignées sont la densité, les propriétés élastiques (modules d'élasticité et coefficient de Poisson) et les propriétés plastiques (contrainte de rupture) en traction. Comme il a été précisé précédemment, le matériau des peaux (CBPo) et celui du liant (CBPl) sont considérés fragiles tandis que le matériau constituant les inclusions (PIRR) est supposé avoir un comportement de type élasto-plastique. Les propriétés des constituants sont présentées dans le tableau 2.15. Les rouleaux étant considérés indéformables, ils sont indifférents face aux sollicitations.

L'étude a été réalisée sur un élément cubique à huit nœuds et six degrés de liberté, en mode statique général. Le solveur par défaut du logiciel a été utilisé, suivant la méthode de Newton. Les éléments constituant les panneaux (peaux, âme, inclusions) sont considérés étroitement liés (surfaces de contact solidaires). L'interaction considérée entre les rouleaux et le panneau est de type ''normal behavior'' et ''hard contact''. Les essais ont été simulés jusqu'à la rupture de la peau inférieure (côté fibres tendues). Un déplacement maximum de 30 mm a été imposé aussi bien en flexion 3 points qu'en flexion 4 points. Le temps maximum d'incrémentation choisi était de 1 seconde.

Au terme des simulations, la distribution de contraintes en épaisseur à travers le liant d'une part et à travers les inclusions d'autre part, sont déterminées pour les deux types d'essai (flexion 3 et 4 points). L'état de déformation a été également déterminé dans chaque cas d'essai et sur chaque type de panneau. Les points force – déplacement ont ensuite été extraits. Ces points ont été extraits à l'appui central dans le cas de la flexion 3 points et à un appui supérieur dans le cas de la flexion 4 points. Les graphes correspondants ont été construits (annexe A-1) et les pentes des droites d'ajustement associées ont été déterminées pour comparaison avec les valeurs expérimentales. Pour chaque type de panneau et pour chaque essai simulé, la force de rupture de la peau inférieure été également déterminée.

Tableau 2.15: propriétés des constituants des différents modèles de panneaux, utilisées pour la simulation numérique.

| Modèle | Constituant | Propriétés géométriques | | | | Propriétés physiques et mécaniques | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | Section | Largeur (mm) | Epaisseur ou hauteur (mm) | Longueur (mm) | Densité | E (MPa) | $\nu$ | $\sigma_{t\,max}$ (MPa) | $\varepsilon_m^p$ |
| P_0_50_X1_ép.24 | Peau | Rectangulaire | 90 | 6 | 530 | 786,8 | 1589 | 0,19 | 4,45 | 0 |
| | Âme | Rectangulaire | 90 | 12 | 530 | 0,91 | 980 | 0,31 | 5,4 | 0 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | Peau | Rectangulaire | 90 | 4 | 530 | 786,8 | 1589 | 0,19 | 4,45 | 0 |
| | Âme | Rectangulaire | 90 | 16 | 530 | 0,91 | 980 | 0,31 | 5,4 | 0 |
| | Inclusion | Rectangulaire | 10 | 12 | 530 | 0,15 | 1732 | 0,30 | 16 | 0,1 |
| P_70_r2_67_X2_ép.40 | Peau | Rectangulaire | 90 | 6 | 530 | 759,6 | 2900 | 0,27 | 10 | 0 |
| | Âme | Rectangulaire | 90 | 28 | 530 | 0,91 | 980 | 0,31 | 5,4 | 0 |
| | Inclusion | Rectangulaire | 12 | 24 | 530 | 0,20 | 2825 | 0,30 | 26 | 0,1 |
| | Rouleau | Circulaire | Rayon : 30 mm | | 90 | 7,8 | - | - | - | - |

E : module de Young

$\nu$ : coefficient de Poisson

$\sigma_{t\,max}$ : contrainte de rupture en traction

$\varepsilon_m^p$ : Déformation plastique maximale

### 2.5.2. Modélisation de la conductivité thermique équivalente du matériau sandwich

#### 2.5.2.1. Hypothèses de calcul

La conductivité thermique équivalente du matériau sandwich a été modélisée par approche analytique. Deux modèles mathématiques d'homogénéisation ont été utilisés : un modèle direct basé sur une approche analogique et un modèle issu de la combinaison d'autres modèles existants. Ces derniers sont le modèle de Rayleigh et la règle de mélange décrits précédemment au chapitre 1. Le volume élémentaire représentatif (VER) considéré est celui représenté à la figure 2.19-a. Dans les deux modèles développés, les matériaux constituants sont supposés homogènes dans la direction du flux de chaleur (∅) et les résistances thermiques aux interfaces sont négligées.

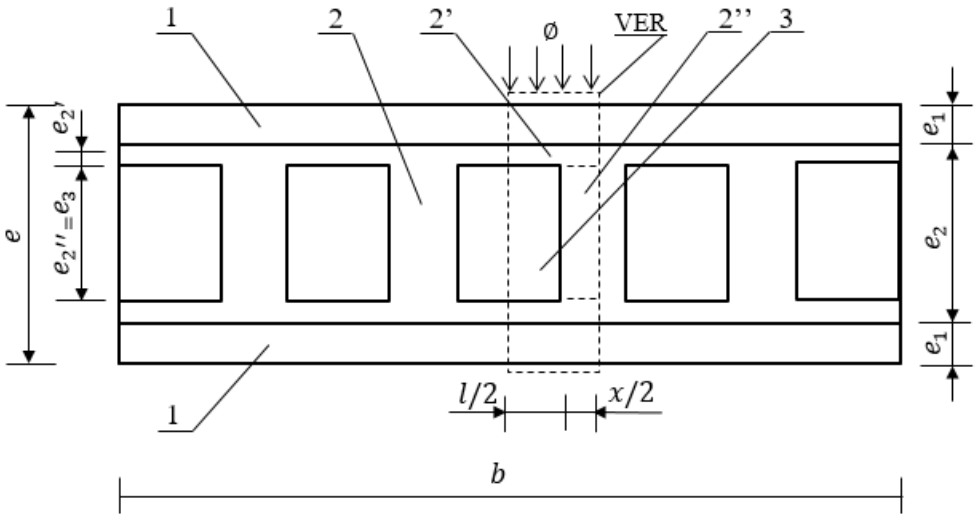



Figure 2.19-a

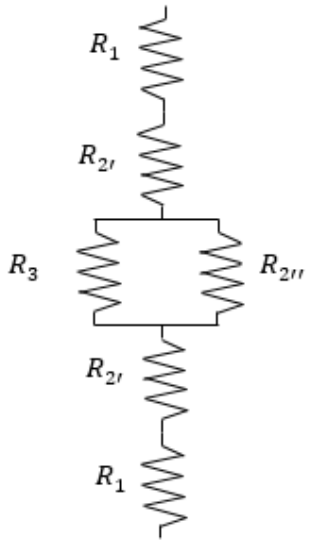



Figure 2.19-b

Figure 2.19: modélisation de la résistance thermique équivalente des sandwichs, a) volume élémentaire représentatif (VER) d'un sandwich, b) modèle analogique d'homogénéisation utilisé.

### 2.5.2.2. Homogénéisation par utilisation de modèle analogique

La structure du VER permet d'associer à celui-ci, le modèle analogique présenté à la figure 2.19. Sur la base de ce modèle, la résistance thermique équivalente ($R_{éq}$) du panneau s'écrit :

$$R_{éq} = 2(R_1 + R_{2,}) + (R_{2,,}^{-1} + R_3^{-1})^{-1} \tag{2.47}$$

Avec :

$$R_i = \frac{e_i}{S_i \lambda_i} \tag{2.48}$$

$i = \{1, 2', 2'', 3\}$

$R_i$ : résistance thermique de l'élément i.

$S_i$ : surface de l'élément i traversée par le flux thermique.

La conductivité thermique équivalente du sandwich peut alors s'écrire :

$$\lambda = e.\left[2\frac{e_1}{S_1\lambda_1} + 2\frac{e_{2,}}{S_{2,}\lambda_{2,}} + \left(\frac{S_{2,,}\lambda_{2,,}}{e_{2,,}} + \frac{S_3\lambda_3}{e_3}\right)^{-1}\right]^{-1} \tag{2.49}$$

Avec :

$e, S$ et $\lambda$ : épaisseur totale, surface traversée par le flux et conductivité thermique équivalente du panneau sandwich, respectivement ;

$e_1$ , $S_1$et $\lambda_1$: épaisseur, surface traversée par le flux et conductivité thermique des peaux 1 (en CBPo), respectivement ;

$e_{2,}$ $S_{2,}$ et $\lambda_{2,}$: épaisseur, surface traversée par le flux et conductivité thermique de la partie 2' (partie de l'âme située en 1 et 3, en CBPl), respectivement ;

$e_{2,,}$ $S_{2''}$ et $\lambda_{2,,}$: épaisseur, surface traversée par le flux et conductivité thermique de la partie 2''(partie de l'âme de même épaisseur que 3, en CBPl), respectivement ;

$\lambda_2^0$ : conductivité thermique de l'ensemble des deux parties 2' et 2'' (le liant, en CBPl) ;

$e_3$ $S_3$ et $\lambda_3$: épaisseur, surface traversée par le flux et conductivité thermique des inclusions 3 (en PIRR), respectivement.

Dans l'équation précédente, on a les égalités suivantes:

- Au niveau de l'âme :

$$\begin{aligned} \lambda_{2,} &= \lambda_{2,,} \\ e_{2,,} &= e_3 \\ e_2 &= e_{2,} + e_{2,,} \end{aligned} \tag{2.50}$$

- Au niveau de tout le sandwich :

$$S = S_1 = S_{2,} = S_{2,,} + S_3 \tag{2.51}$$

On pose :

$$\lambda_{2,} = \lambda_{2,,} = \lambda_2^0 \tag{2.52}$$

Considérant les équations (2.50) à (2.52), l'introduction des variables géométriques $\alpha$, $\beta$ et $\gamma$ (équations (2.42)) dans l'équation (2.49) permet d'obtenir la conductivité thermique équivalente sous la forme :

$$\lambda = \left\{ \frac{1-\gamma}{\lambda_1} + \frac{\gamma(1-\beta)}{\lambda_2^0} + \left[ \frac{(1-\alpha)\lambda_2^0}{\beta\gamma} + \frac{\alpha\lambda_3}{\beta\gamma} \right]^{-1} \right\}^{-1} \tag{2.53}$$

En relativisant les conductivités thermiques des différents matériaux de base ($\lambda_2^0$ pour le CBPl et $\lambda_3$ pour le PIRR) par rapport à la conductivité $\lambda_1$ du CBPo, on écrit :

$$\omega = {\lambda_2^0}/{\lambda_1} \tag{2.54}$$

Et

$$\varphi = {\lambda_3}/{\lambda_1} \tag{2.55}$$

Avec $\omega\epsilon]0; +\infty[$ et $\varphi\epsilon]0; 1]$.

Ces intervalles sont définis au regard de la configuration matérielle (ordre de grandeur des conductivités thermiques des constituants) de notre matériau sandwich.

En posant (par commodité) :

$$\lambda_0 = \lambda_1 \tag{2.56}$$

Et en utilisant les équations (2.53) à (2.56), la conductivité thermique équivalente ($\lambda$) du sandwich, s'écrit finalement sous la forme :

$${\lambda}/{\lambda_0} = \left\{ 1 + \gamma \left[ -1 + \frac{1-\beta}{\omega} + \frac{\beta}{\omega + \alpha(\varphi - \omega)} \right] \right\}^{-1} \tag{2.57}$$

L'équation (2.57) permet d'étudier le comportement de $\lambda$ vis-à-vis des variables de substitution et, par suite, des propriétés géométriques et matérielles des constituants du sandwich. Cette équation a été simulée sous Matlab (vs 2016).

#### 2.5.2.3. Homogénéisation de la conductivité thermique équivalente par utilisation combinée du modèle de Rayleigh et de la règle de mélange

Le modèle utilisé consiste à évaluer la conductivité thermique équivalente des panneaux sandwichs en deux étapes que sont l'homogénéisation de la conductivité sur l'âme du sandwich en premier et l'homogénéisation sur le sandwich lui-même en second lieu. Les propriétés des matériaux de base utilisées sont présentées dans le tableau 2.15.

##### 2.5.2.3.1. Homogénéisation de la conductivité thermique sur le volume de l'âme

L'âme du matériau sandwich peut être considérée comme un composite constituée d'une matrice en CBPl comportant des inclusions prismatiques en PIRR. La recherche de la conductivité thermique équivalente $\lambda_2$ de l'âme du sandwich a été faite en utilisant le modèle de Rayleigh, présenté précédemment au chapitre 1.
On a :

$$\lambda_2 = \lambda_2^0 \left(1 + \frac{2r}{C_1 - r + 0{,}30584 r^4 C_2}\right) \quad (2.58)$$

Où :

$$C_1 = \frac{\lambda_3 + \lambda_2^0}{\lambda_3 - \lambda_2^0} \quad (2.59)$$

$$C_2 = \frac{\lambda_3 - \lambda_2^0}{\lambda_3 + \lambda_2^0} \quad (2.60)$$

$r$ : fraction volumique des inclusions 3 (en PIRR) par rapport à l'âme du sandwich.

#### 2.5.2.3.2. Homogénéisation de la conductivité thermique sur le volume du matériau sandwich

Après l'homogénéisation sur l'âme, le matériau sandwich peut être considéré comme constitué de trois couches homogènes superposées : l'âme et les deux peaux. La règle de mélange a été alors utilisée pour encadrer la valeur de la conductivité thermique équivalente par les bornes de Voigt et de Reuss :

- pour la borne de Voigt (borne inférieure) :

$$\lambda^- = e.\left(2\frac{e_1}{\lambda_1} + \frac{e_2}{\lambda_2}\right)^{-1} \quad (2.61)$$

Comme :

$$e = 2e_1 + e_2$$

En utilisant :

$$e_2 = \gamma.e \qquad et \qquad e_1 = \frac{1}{2}(1-\gamma).e \quad (2.62)$$

On peut réécrire $\lambda_{éq}^{*-}$, sous la forme :

$$\lambda^- = \left(\frac{1-\gamma}{\lambda_1} + \frac{\gamma}{\lambda_2}\right)^{-1} \quad (2.63)$$

- et pour la borne de Reuss (borne supérieure) :

$$\lambda^+ = (1-\gamma)\lambda_1 + \gamma\lambda_2 \quad (2.64)$$

On retrouve ainsi les équations (1.31) et (1.32), précédemment présentées au chapitre 1.

Les valeurs de conductivité utilisées pour l'analyse comparative des différents modèles développés sont présentées dans le tableau 2.16.

Tableau 2.16: propriétés des constituants utilisées pour l'analyse comparative des différents modèles développés.

| Conductivité thermique (W.m$^{-1}$.K$^{-1}$) | | | | |
|---|---|---|---|---|
| $\lambda_1$ (Composite CBPo) | | $\lambda_2$ (Composite CBPl) | $\lambda_3$ (Inclusion en PIRR) | |
| CBPo _1 | CBPo _2 | | r1 | r2 |
| 0,137 | 0,127 | 0,215 | 0,055 | 0,073 |

## Conclusion

Dans ce chapitre, il a été présenté les matériaux de base et les procédés de fabrication utilisés pour confectionner les échantillons des trois catégories de matériaux – les CBPo et CBPl, la PIRR et le matériau sandwich – étudiés dans le présent travail. Les différents essais menés sur ces matériaux ont été décrits. On peut retenir que les trois catégories de matériaux ont fait l'objet de caractérisation physique, mécanique et thermique. Et pour y arriver, les normes associées à chaque catégorie de matériaux ont été utilisées. L'essai de traction qui est l'essai le plus souvent délicat à réaliser du fait des difficultés liées à l'acquisition des déplacements, a dans ce travail, bénéficié de moyens et de technique appropriés pour sa mise en œuvre par l'utilisation de la méthode de corrélation d'images numériques. Dans ce chapitre, il a également été présenté les développements ayant conduit aux modèles prédictifs proposés pour la rigidité en flexion et la conductivité thermique du matériau sandwich. Les différents essais et modélisations réalisés ont permis d'obtenir des résultats dont les plus importants sont présentés dans le chapitre suivant.

# CHAPITRE 3 : Résultats et Discussion

## Introduction

Dans ce chapitre, il sera présenté les résultats obtenus des travaux effectués sur les composites CBPo, CBPl, la PIRR et le matériau sandwich, et de la discussion qui en découlera. Le chapitre est structuré en cinq rubriques. La 1ère et 2ème rubriques présenteront les propriétés des composites (CBPo et CBPl) et de la PIRR, respectivement. Les 3ème et 4ème rubriques rendront compte des résultats et discussion concernant la caractérisation expérimentale et la modélisation du matériau sandwich, respectivement. La 5ème rubrique présentera une analyse comparative des propriétés du matériau sandwich avec celles d'autres matériaux dans le but d'évaluer ses performances.

## 3.1. Propriétés des composites CBPo et CBPl

### 3.1.1. Propriétés de mise en forme des CBPo

L'étude des propriétés de mise en forme permet de comprendre le comportement d'un composite pendant la mise en forme et d'identifier les paramètres de fabrication pertinents qui contrôlent les propriétés (physiques, mécaniques, etc). Le procédé de mise en forme des CBPo est le moulage par compression à froid. Pour ce procédé sans chauffage, on cherche à réduire la porosité dans le matériau, de façon à le faire passer de l'état foisonné, c'est-à-dire non compact, à forte porosité, avec faibles propriétés mécaniques, à un état plus compacté, minimisant les porosités. L'étude des propriétés de mise en forme des CBPo réalisée a consisté à suivre l'évolution des dimensions et masse d'éprouvettes cylindriques pendant et après le moulage jusqu'à leur stabilisation.

Le comportement global des CBPo pendant et après le moulage est représenté par le graphe de la figure 3.1. On y observe que pendant la phase de moulage (temps < 0,1 heure), le composite initialement à l'état foisonné subit une forte réduction de volume (ou diminution de hauteur), puis dès le démoulage, il recouvre partiellement son volume. Cette recouvrance traduit la formation de porosité (porosité évaluée dans la suite du document) à l'intérieur du matériau final. Les résultats de l'étude du compactage pendant le moulage et des phénomènes physiques intervenant après démoulage - recouvrance en sens longitudinal et transverse, perte de masse - sont présentés ci-dessous.

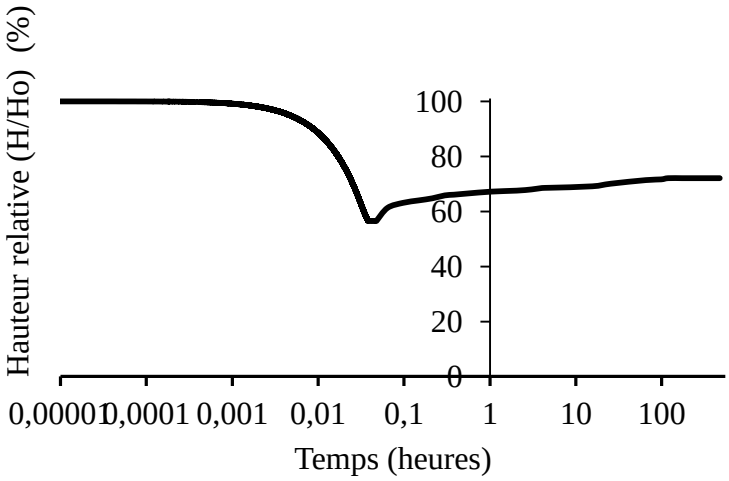



Figure 3.1: évolution de la hauteur relative $H / H_0$ (direction de pressage) pendant et après le moulage.

### 3.1.1.1. Comportement des CBPo pendant le moulage

La figure 3.2 montre explicitement l'évolution du taux de compactage en fonction de la contrainte de compactage pour des CBPo contenant 40 % de sciure de Teck de 4 classes granulaires. Pour l'ensemble des composites, le comportement est globalement le même. On observe une première phase de compactage d'environ 25 % sous contrainte de faible valeur (environ, 1 MPa) caractérisant la suppression des macro-vides du fait de l'état foisonné du mélange. Ensuite, on note une deuxième phase caractérisée par un taux de compactage variant de 25 à 45% sous une contrainte de 1 à 10 MPa correspondant à la densification du matériau (réduction de la porosité entre matrice et particules, et à l'intérieur des particules de bois) et enfin, une dernière phase de stabilisation du compactage pour des valeurs de contrainte supérieures à 10 MPa. Ce comportement des CBPo est similaire à celui du composite à base de chènevotte et de pâte de PSE développé par **Almusawi (2017)** ; l'auteur a procédé à la mise en forme de son composite à froid en utilisant de la pâte de PSE dissoute dans de l'acétone.
La comparaison des taux de compactage maximums des différents échantillons montre que ces taux augmentent légèrement avec la taille des particules de bois (figure 3.3). Ils varient de 49,7 % pour les échantillons contenant de sciure de classe granulaire T_160 à 54,9 % pour ceux à base de sciure de classe T_1250. Ces résultats sont liés au fait qu'il n'existe pas de grands écarts entre les tailles des particules de bois dans les échantillons.

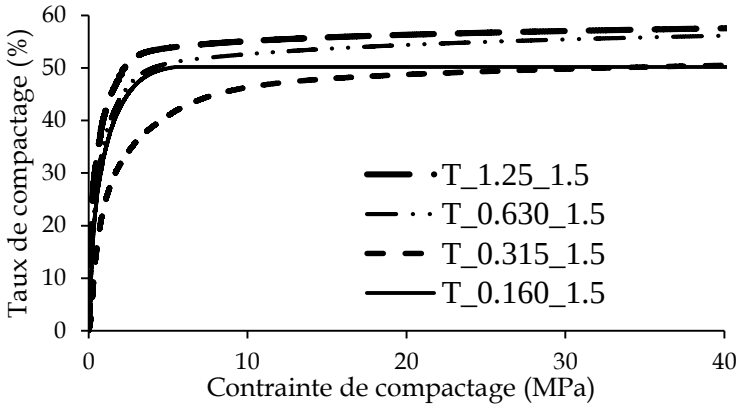



Figure 3.2: évolution du taux de compactage en fonction de la contrainte pour des échantillons contenant 40 % de sciure de Teck pour 4 classes granulaires.

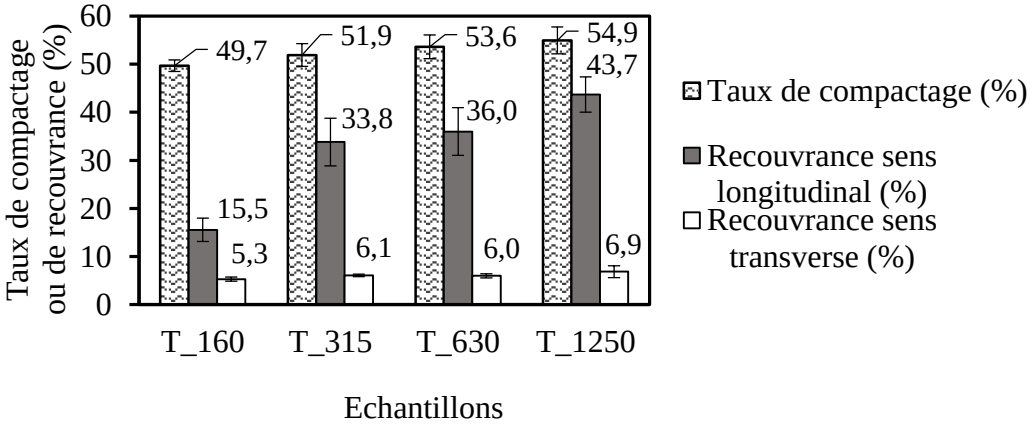



Figure 3.3: taux de de compactage et de recouvrance maximum des CBPo (40 % de sciure de Teck) selon les 4 classes granulaires.

### 3.1.1.2. Comportement des CBPo après moulage

#### 3.1.2.2.1. Comportements des CBPo en recouvrance

Pour les différents échantillons de CBPo étudiés, les comportements en recouvrance sont présentés sur les figures 3.4. Dans le sens longitudinal (figure 3.4-a), on observe une forte recouvrance instantanée (10 à 40%, selon les échantillons) suivie d'une phase de faible croissance de la recouvrance pendant environ 50 heures après laquelle les dimensions se stabilisent.

Le même comportement est observé dans le sens transverse mais avec une recouvrance instantanée plus faible (4 à 6%, selon les échantillons, figure 3.4-b).

Les valeurs des taux de recouvrance maximums (à la stabilisation des dimensions) des différents échantillons sont représentées sur la figure 3.3. On observe que le taux de recouvrance maximum dans le sens longitudinal (direction de la force de compactage) croît fortement (de 15,5 % à 43,7 %) avec la taille des particules de bois dans les composites. En revanche, dans le sens transverse, les taux de recouvrance sont beaucoup moins élevés et il est difficile de dégager une tendance ; ces taux sont de 6 % environ. Ces différences de taux dans le sens longitudinal (direction de la force de pressage ou hauteur de l'échantillon) sont observables au niveau des échantillons sur la photo 3.1.

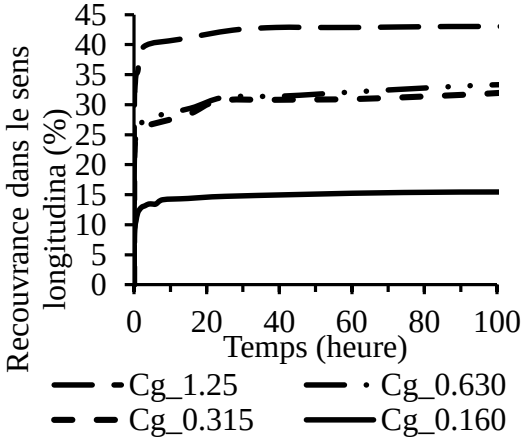



Figure 3.4-a

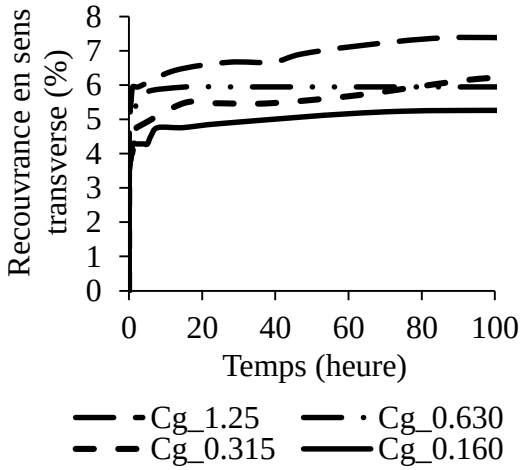



Figure 3.4-b

Figure 3.4: évolution de la recouvrance en fonction du temps a) dans le sens longitudinal ou direction de la force de compactage et b) dans le sens transverse.

Photo 3.1: échantillons cylindriques stabilisés ; on observe les variations de hauteur en fonction de la classe granulaire de sciure.

### 3.1.2.2.2. Perte de masse des CBPo

Dès le démoulage, il se produit une diminution progressive de la masse des échantillons, consécutive à l'évaporation du solvant (essence) dans le composite. L'évaporation du solvant entraîne le durcissement de la pâte de PSE sans chauffage, ce qui permet l'obtention du matériau. L'évolution de la masse des quatre types d'échantillons est présentée sur la figure 3.5. Il apparaît que la masse de ces composites diminue rapidement dans les 500 premières heures (3 semaines) après le démoulage, puis se stabilise. Ce résultat permet de n'envisager une utilisation possible du composite (pour ses propriétés mécaniques) qu'après 3 semaines d'exposition à l'air ambiant.

Les taux de perte de masse maximums des échantillons stabilisés, selon la teneur en sciure de bois et la taille des particules sont présentés sur la figure 3.6. On observe que la perte de masse diminue lorsque la quantité de sciure dans les CBPo augmente d'une part, et que cette perte est d'autant moins importante que les particules de bois sont fines, d'autre part. Cela est dû au fait que la sciure de bois absorbe rapidement le solvant qui s'évapore ensuite car très volatile, et que pendant le mélange de la pâte de PSE avec la sciure, le solvant s'évapore plus rapidement des particules lorsque celles-ci sont fines. Il en résulte que pour les composites contenant de particules fines, une grande quantité de solvant s'élimine du composite avant même le moulage.

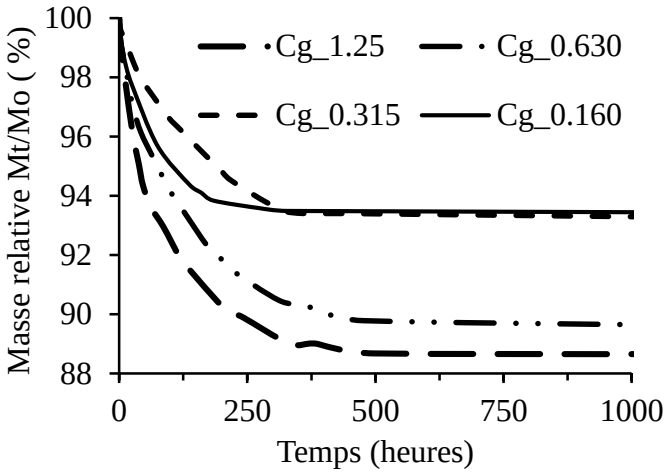



Figure 3.5: évolution de la masse relative d'échantillons CBPo (contenant 40 % de sciure de bois de Teck de différentes granulométries) avec le temps ; Masse relative = masse à l'instant t, Mt, rapportée à la masse initiale, Mo.

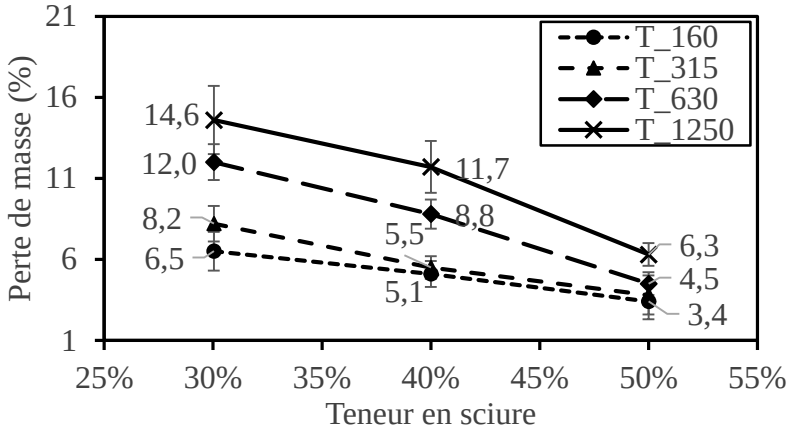



Figure 3.6: évolution de la perte de masse en fonction de la teneur en sciure de bois (Teck) et selon les classes granulaires.

### 3.1.2. Propriétés physiques des CBPo

#### 3.1.2.1. Masses volumiques et porosité des CBPo

La masse volumique est une propriété essentielle indicatrice des performances mécaniques et thermiques des matériaux. Pour les différents échantillons de CBPo étudiés dans le présent travail, les masses volumiques particulaire et apparente, et par suite la porosité ont été évaluées. La masse volumique particulaire (ou de la matière constitutive) des échantillons a été évaluée selon une approche analytique (loi des mélanges) et une approche expérimentale (pycnomètre). Le tableau 3.1 en présente les valeurs obtenues. La masse volumique obtenue analytiquement est 1246 $kg.m^{-3}$ pour les échantillons contenant 40 % de matière ligneuse et 1197 $kg.m^{-3}$ pour celui qui en contient 30 % (G315_30%). On observe que les valeurs obtenues expérimentalement diminuent lorsque la taille des particules de bois augmente, mais cette diminution, bien que régulière, reste faible pour l'ensemble des échantillons, avec moins de 4% entre les deux classes granulaires extrêmes (1254 $kg.m^{-3}$ pour l'échantillon T160_40% contre 1209 $kg.m^{-3}$ pour l'échantillon T1250_40%) (tableau 3.1). On explique ce résultat par l'augmentation de la proportion de méats cellulaires dans les particules lorsque la granulométrie augmente. Moins les particules sont fines, moins la fragmentation du bois est élevée et plus il en résulte une porosité fermée élevée ; la densité des particules diminue alors en s'éloignant de celle de la matière ligneuse (1,54). De plus, on remarque une très faible dispersion des mesures autour des moyennes (coefficient de variation maximum inférieur à 1% pour les 4 classes granulaires) indicatrice de la très bonne homogénéité du composite pour chacune des classes granulaires.

Les valeurs expérimentales de la masse volumique particulaire obtenues pour des échantillons compactés avec différentes valeurs de contraintes (G_1MPa à G_8MPa, 2ème partie du tableau 3.1) ne présentent eux aussi pas de variations sensibles (écart maximum inférieur à 1 %). De même, l'essence de bois non plus n'influence pas significativement cette masse volumique (écart maximum inférieur à 3 %) (T315_40%, A315_40% et G_5MPa**,** tableau 3.1).

Sur l'ensemble des échantillons, les écarts entre les valeurs analytiques et expérimentales sont faibles (moins de 3 %). Les valeurs analytiques de masse volumique particulaire sont donc valides. La loi des mélanges est utilisée dans la suite pour tous autres échantillons des composites, en vue de l'évaluation de la porosité.

Tableau 3.1: masse volumique particulaire des échantillons CBPo.

| Echantillons | Masse volumique particulaire ($kg.m^{-3}$) | | | |
|---|---|---|---|---|
| | Analytique (loi des mélanges) | Expérimentale (pycnomètre) | | Ecart entre valeurs analytique et expérimentale (%) |
| | | Moyenne | SD | |
| T160_40% | 1246 | 1254 | 6 | -0,6 |
| T315_40% | 1246 | 1244 | 6 | 0,2 |
| T630_40% | 1246 | 1230 | 5 | 1,3 |
| T1250_40% | 1246 | 1209 | 11 | 2,9 |
| G_1MPa | 1246 | 1224 | 14 | 1,7 |
| G_3MPa | 1246 | 1219 | 6 | 2,2 |
| G_5MPa | 1246 | 1217 | 8 | 2,3 |
| G_7MPa | 1246 | 1214 | 12 | 2,5 |
| G_8MPa | 1246 | 1212 | 7 | 2,7 |

| | | | | |
|---|---|---|---|---|
| A315_40% | 1246 | 1247 | 13 | -0,1 |
| G315_30% | 1197 | 1192 | 14 | 0,4 |

Les figures 3.7 présentent les variations de la masse volumique apparente des CBPo selon la taille des particules de bois, la teneur en sciure, l'essence de bois et la contrainte de compactage. La figure 3.7-a montre que la masse volumique apparente des composites (à base de 40 % de sciure de bois de Teck) diminue quand la taille des particules de bois augmente (de 686 $kg.m^{-3}$ pour 1,250 mm à 832 $kg.m^{-3}$ pour 0,160 mm) (échantillons T160_40% à T1250_40%, 1ère partie du tableau 3.2), et ceci avec une forte corrélation linéaire ($R^2 = 0,87$). La dispersion des valeurs mesurées autour des moyennes des masses volumiques apparentes n'affecte pas cette tendance. Les coefficients de variation obtenus sont faibles, allant d'un minimum de 1,5 % (échantillon T1250_40%) à un maximum de 2,4 % (échantillon T160_40%). Cette faible dispersion des masses volumiques apparentes s'explique par la bonne homogénéité des mélanges obtenue grâce à la technique et au matériel de fabrication utilisés. Ces résultats sont différents de ceux de **Stark et Berger (1997)** qui ont observé pour des composites bois-plastiques extrudés que lorsque la proportion en bois est de 40% (en poids), la taille des particules n'affecte pas la masse volumique des composites. La masse volumique apparente des CBPo diminue aussi lorsque la proportion de sciure de bois augmente (figure 3.7-b). Cette tendance est notée pour toutes les classes granulaires étudiées (G315 et G1250). On observe également que les composites à base de sciure de Gmelina de classe granulaire G315 ont une masse volumique apparente plus élevée que ceux à base de sciure G1250 (figure 3.7-b). Cette observation confirme la tendance constatée dans le cas des CBPo à base de sciure de bois de Teck ; on peut donc dire que quelle que soit l'essence de bois, les CBPo deviennent plus légers quand la taille des particules de bois augmente. L'essence de bois influence aussi la masse volumique apparente des CBPo. La figure 3.7-c montre que pour des composites contenant 40 % de sciure et compactés sous 5 MPa, ceux à base de sciure de Teck (T315_40%) sont plus légers que leurs homologues à base d'Afzelia (A315_40%) mais plus lourds que ceux à base de Gmelina (G315_40%). Cette tendance est la même que celle qu'on observe entre les bois massifs de ces essences ; le Teck est plus léger que l'Afzelia mais plus lourd que le Gmelina (**Gérard et al., 2016**). La masse volumique apparente des CBPo est également contrôlée par la contrainte de compactage, l'un des paramètres de fabrication les plus importants pour le procédé de mise en forme utilisé (moulage par compression à froid). La figure 3.7-d montre l'évolution de la masse volumique des CBPo en fonction de la pression de compactage. On observe, comme le présagent les résultats de l'essai de pressage présentés précédemment (figure 3.2), une densification des CBPo qui se stabilise à une masse volumique limite de 758 $kg.m^{-3}$ environ, à partir de la pression de 7 MPa. La masse volumique apparente des CBPo contenant de fibres (copeaux) de bois d'Afzelia ou de chanvre (échantillons G315_40%_3%Afz à G315_40%_5%ch, 2ème partie du tableau 3.2) n'a pas connu de variations sensibles, les proportions massiques de ces fibres étant relativement faibles. Sur l'ensemble des échantillons étudiés, la masse volumique apparente varie de 518 $kg.m^{-3}$ (pour G1250_50%) à 925 $kg.m^{-3}$ (pour A315_40%).

Les CBPo étant moulés par compression, la porosité est un paramètre important qui influence leurs propriétés. Les valeurs de porosité des différents échantillons CBPo sont également présentées dans le tableau 3.2. Comme dans le cas de la masse volumique, on observe que la porosité à l'intérieur des CBPo varie selon la taille des particules de bois qu'ils contiennent, la proportion de sciure, l'essence de bois de la sciure, la contrainte de compactage et, la nature et

la teneur en fibres. Cette tendance était attendue du fait de la relation entre la porosité du composite et les masses volumiques apparente et particulaire. La porosité croît de 33,3 à 44,9 % avec la taille des particules de bois ; elle croît également de 36,5 à 60,0 % avec la teneur en particules de bois (pour les classes granulaires G315 et G1250). Pour les valeurs de contrainte de compactage étudiées (1 à 8 MPa), la porosité est comprise entre 37,5 et 57,7 %. Les valeurs de porosité des CBPo contenant de fibres restent très proches les unes des autres selon les teneurs en fibres et de celle de leur homologue sans fibre (G315_40%). Sur l'ensemble des échantillons, la masse volumique apparente varie de 25,8 % (pour A315_40%) à 60,0 % (pour G1250_50%).

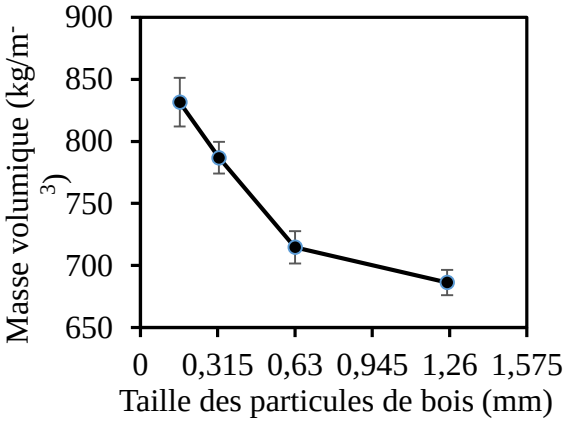



Figure 3.7-a

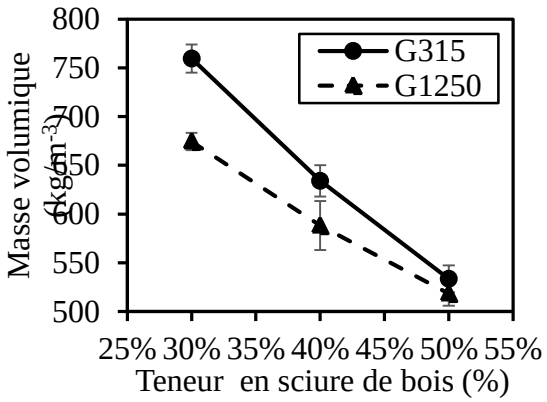



Figure 3.7-b

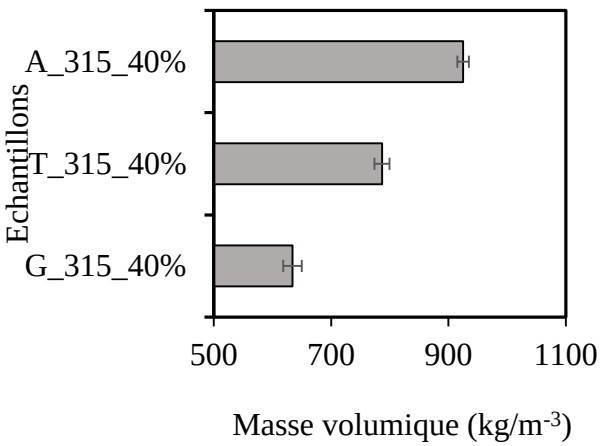



Figure 3.7-c

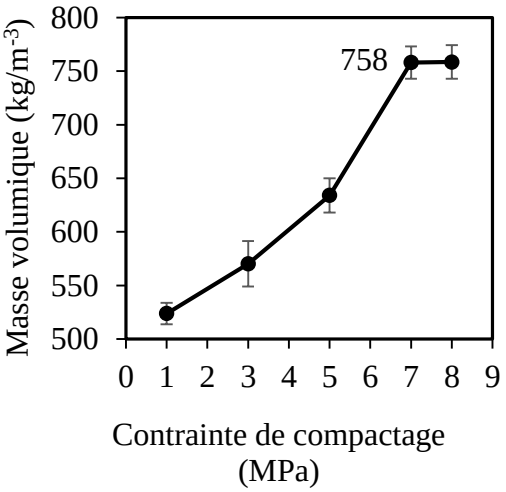



Figure 3.7-d

Figure 3.7: évolution de la masse volumique des échantillons CBPo suivant a) la taille des particules de bois, b) la teneur en sciure de bois, c) l'essence de bois de la sciure et, d) la contrainte de compactage.

Tableau 3.2: masse volumique apparente et porosité des échantillons CBPo.

| Echantillons | Masse volumique apparente (kg.m-$^3$) | Porosité (%) | Echantillons | Masse volumique apparente (kg.m-$^3$) | Porosité (%) |
|---|---|---|---|---|---|
| T_160_40% | 832 (20) | 33,3 (1,6) | G_1MPa | 524 (10) | 57,7 (1,5) |
| T_315_40% | 787 (13) | 36,9 (1,0) | G_3MPa | 570 (21) | 53,2 (1,6) |
| T_630_40% | 715 (13) | 42,6 (1,0) | G_5MPa | 634 (16) | 47,9 (1,6) |
| T_1250_40% | 686 (10) | 44,9 (0,8) | G_7MPa | 758 (15) | 37,6 (1,3) |
| | | | G_8MPa | 759 (16) | 37,5 (1,2) |
| A_315_40% | 925 (10) | 25,8 (0,8) | G_315_40%_3%Afz | 638 (27) | 48,8 (2,2) |
| T_315_40% | 787 (13) | 36,9 (1,0) | G_315_40%_8%Afz | 650 (21) | 47,8 (1,7) |
| G_315_40% | 634 (16) | 47,9 (1,6) | G_315_40%_15%Afz | 676 (17) | 45,8 (1,4) |
| G_315_30% | 760 (14) | 36,5 (1,2) | G_315_40%_1%ch | 641 (32) | 48,6 (2,5) |
| G_315_40% | 634 (16) | 47,9 (1,6) | G_315_40%_2%ch | 643 (28) | 48,4 (2,2) |
| G_315_50% | 533 (14) | 58,8 (1,1) | G_315_40%_3%ch | 646 (23) | 48,2 (1,9) |
| | | | G_315_40%_5%ch | 673 (40) | 46,0 (3,2) |
| G_1250_30% | 674 (9) | 43,7 (0,7) | | | |
| G_1250_40% | 588 (25) | 52,8 (2,0) | | | |
| G_1250_50% | 518 (12) | 60,0 (0,9) | | | |

Valeurs entre parenthèses : écarts-types

#### 3.1.2.2. Taux d'absorption d'eau et de gonflement en épaisseur

Le tableau 3.3 présente les résultats des taux d'absorption d'eau et de gonflement en épaisseur après 2h puis 24h d'immersion dans l'eau pour les échantillons étudiés. Un test T de Student (tableau 3.4) montre l'absence de différence significative entre les taux d'absorption après 2h d'immersion des échantillons T160_40% et T315_40% d'une part, et T630_40% et T1250_40% d'autre part, mais les taux de T315_40% et T630_40% sont significativement différents. L'ANOVA (tableau 3.5) met en évidence une différence significative entre les taux d'absorption des 4 classes granulaires après 24h d'immersion. Après 24h d'immersion, le taux d'absorption, toujours supérieur à celui après 2h, augmente avec la taille des particules (figure 3.8-a), et ceci avec une forte corrélation linéaire ($R^2 = 0,96$).

Aucune différence significative de gonflement en épaisseur n'est constatée entre les 4 classes granulaires après 2h d'immersion des éprouvettes (figure 3.8-b). En revanche, après 24h d'immersion, on observe que les gonflements augmentent globalement avec la taille des particules (tableau 3.3 et figure 3.8-b).

L'augmentation des taux d'absorption et de gonflement en épaisseur avec la taille des particules est lié au fait que le gonflement est une conséquence de l'absorption d'une part, et que ces deux caractéristiques sont liées à la porosité d'autre part.

Le tableau 3.3 présente dans sa 2$^{ème}$ partie les valeurs des propriétés selon la teneur en particules de bois. On note que les taux d'absorption d'eau et de gonflement en épaisseur des échantillons CBPo (après 2 H ou après 24 H) augmentent avec la teneur en bois qu'ils contiennent. Les figures 3.9 montrent l'influence de l'essence de bois sur les mêmes propriétés. Sur la figure 3.9-a, on observe que les échantillons à base de sciure de Gmelina (G315_40%) ont le plus fort taux

d'absorption d'eau suivis des échantillons à base de sciure de Teck (T315_40%) ; les échantillons contenant la sciure d'Afzelia (A315_40%) présentent les plus faibles taux d'absorption. La même tendance est observée au niveau du gonflement en épaisseur (figure 3.9-b) ; le gonflement maximum est obtenu avec les échantillons G315_40% et le minimum avec A315_40%. On explique ces tendances par la porosité dans les échantillons concernés ; cette porosité suit la même tendance.

Dans l'ensemble (tableau 3.3), on observe qu'après 24 heures d'immersion, les CBPo étudiés présentent un taux d'absorption peu élevé (moins de 18 %), plus faible que le point de saturation des fibres du bois de l'Afzelia (19 %) ou du teck (24 %) et un gonflement en épaisseur négligeable (moins de 4 %), plus petit que le gonflement tangentiel total du bois de l'Afzelia (4,4 %) ou du teck (4,7 %). Cependant, les caractéristiques des bois mentionnées ci-dessus (**Gérard et al., 2016**) nécessitent beaucoup plus de temps (bien plus de 24 heures, en immersion libre) pour être obtenues.

Tableau 3.3: taux d'absorption et de gonflement des échantillons CBPo.

| Echantillon | Taux d'absorption d'eau après 2H (%) | Taux d'absorption d'eau après 24H (%) | Taux de gonflement en épaisseur après 2H (%) | Gonflement en épaisseur après 24H (%) |
|---|---|---|---|---|
| T_160_40% | 2,79 (0,48) | 10,18 (0,60) | 1,05 (0,33) | 2,43 (0,29) |
| T_315_40% | 2,71 (0,53) | 11,03 (0,34) | 1,38 (0,39) | 2,72 (0,50) |
| T_630_40% | 4,81 (0,22) | 12,52 (0,81) | 1,19 (0,41) | 2,55 (0,46) |
| T_1250_40% | 5,43 (0,70) | 13,92 (0,99) | 1,37 (0,31) | 3,74 (0,51) |
| A_315_40% | 1,29 (0,10) | 7,17 (0,68) | 0,45 (0,07) | 1,18 (0,09) |
| G_315_30% | 3,78 (0,22) | 11,08 (0,62) | 1,14 (0,17) | 2,95 (0,36) |
| G_315_40% | 6,39 (0,33) | 14,30 (0,67) | 1,43 (0,23) | 4,66 (0,45) |
| G_315_50% | 8,41 (0,37) | 17,94 (0,69) | 2,22 (0,38) | 5,83 (0,66) |

Valeur entre parenthèses = écart-type

Tableau 3.4: résultats du test T de Student.

| Propriétés analysées | Classes granulaires analysées | Probabilité (p) | Signification ($p > 0,05 \equiv *$) |
|---|---|---|---|
| Absorption d'eau après 2H | Cg160 et Cg315 | 0,7724 | * |
| | Cg315 et Cg630 | $4,3639\times10^{-6}$ | NS |
| | Cg630 et Cg1250 | 0,0657 | * |

NS : Non significatif

Tableau 3.5: résultats de l'ANOVA

| Propriétés analysées | Degré de liberté | Valeur de F | Valeur critique pour F | Probabilité (p) | Signification ($p > 0,05 \equiv *$) |
|---|---|---|---|---|---|
| Absorption d'eau après 24H | 23 | 26,13 | 3,098 | 4,0275E-07 | NS |
| Gonflement après 24H | 23 | 7,51 | 3,098 | 1,4759 E-03 | NS |

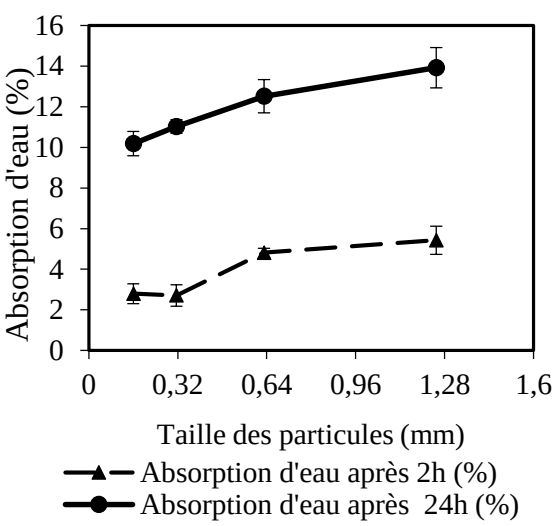



Figure 3.8-a

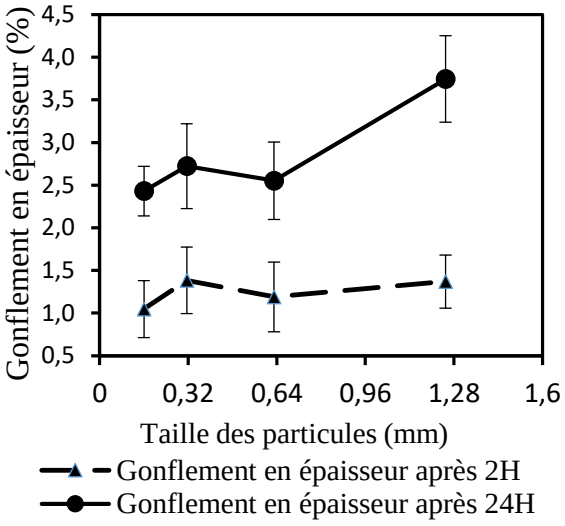



Figure 3.8-b

Figure 3.8: influence de la taille des particules de bois sur a) le taux d'absorption d'eau et, b) le taux de gonflement en épaisseur des échantillons CBPo.

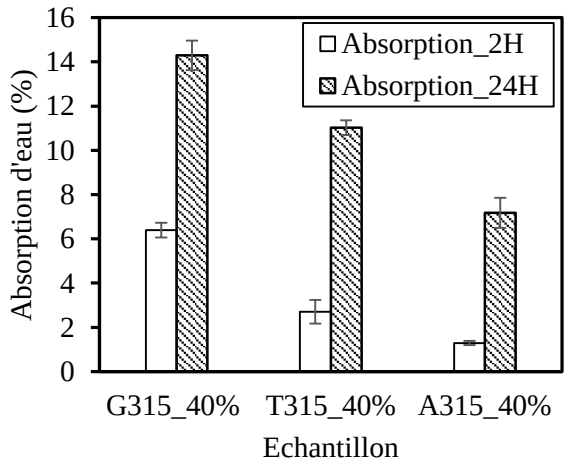



Figure 3.9-a

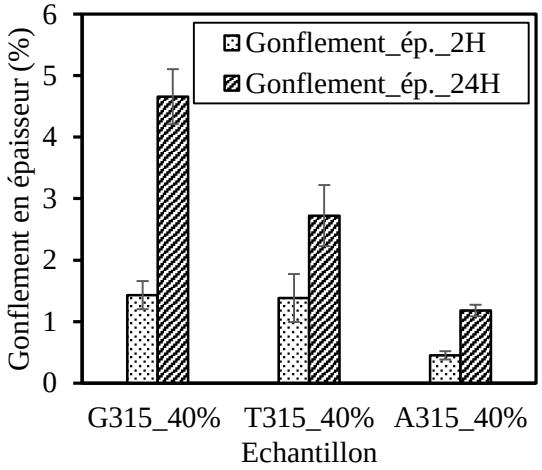



Figure 3.9-b

Figure 3.9: influence de l'essence de bois sur a) le taux d'absorption d'eau et, b) le taux de gonflement en épaisseur des échantillons CBPo.

### 3.1.3. Propriétés mécaniques des CBPo

#### 3.1.3.1. Propriétés des CBPo en flexion

L'essai de flexion trois points permet de connaître le comportement mécanique du matériau et d'obtenir la contrainte maximale et le module d'élasticité en flexion.

##### 3.1.3.1.1. Influence de la taille des particules de bois sur les propriétés des CBPo en flexion

La figure 3.10 montre respectivement l'évolution du module d'élasticité (MOE) et du module de rupture (MOR) (ou contrainte maximum) des CBPo en flexion, en fonction de la taille des

particules (classes granulaires). On observe que le MOE diminue de 659,5 MPa à 518,6 MPa lorsque la taille des particules de bois augmente. La même observation est faite pour le MOR qui décroît de 2,9 MPa à 2,4 MPa avec l'augmentation de la taille des particules. Dans l'ensemble, on remarque donc que plus les particules de bois sont fines, plus les propriétés de flexion des CBPo sont élevées. Cette tendance, également observée par des auteurs (**Matuana et Stark, 2015**) dans le cas d'autres composites, s'explique par l'augmentation de la quantité d'interfaces entre les phases (bois et plastique) lorsque la taille des particules devient petite. Aussi, on observe que dans l'ensemble, les propriétés des CBPo en flexion sont plus faibles que celles du PSE recyclé (module d'élasticité = 800 MPa, contrainte maximum = 4,44 MPa, **Soulama (2014)**). On explique cette baisse des propriétés par l'effet de la technique de fabrication, en particulier un niveau de pression de compactage insuffisant et une présence résiduelle du solvant dans les composites. Une faible pression de compactage conduit à un taux de porosité élevé préjudiciable aux propriétés mécaniques (contrainte maximum) (**Almusawi, 2017**). Une présence résiduelle de solvant dans les composites est également responsable de la faible valeur des propriétés. Les essais de flexion ont été réalisés 4 semaines après la fabrication des éprouvettes. Le solvant devrait encore être partiellement présent dans les composites car l'élimination complète du solvant par évaporation est relativement longue (**Hwang et al., 1999**). La présence du solvant n'a donc pas permis à la matrice PSE de jouer pleinement son rôle mécanique de transmission des efforts entre les particules de bois dans les composites.

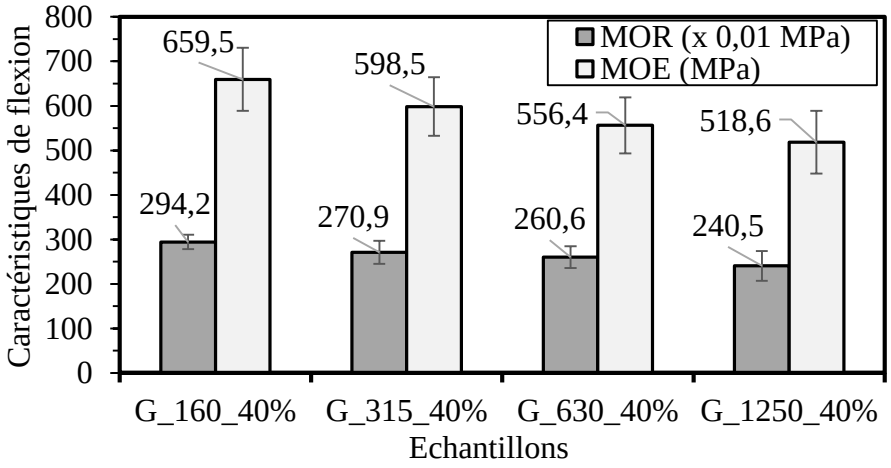



Figure 3.10: influence de la taille des particules de bois sur les propriétés des CBPo (compacté à 5 MPa, séché à 25 °C) en flexion.

#### 3.1.3.1.2. Influence de la teneur en particules de bois sur les propriétés des CBPo en flexion

L'influence de la teneur en particules de bois sur les propriétés des CBPo en flexion a été évaluée sur deux types d'échantillons différents de par la taille des particules de bois ; il s'agit des classes granulaires G_315 et G_1250. Les résultats obtenus sont présentés sur les figures 3.11. La figure 3.11-a montre les résultats pour les échantillons contenant des particules de classe granulaire G_315. On observe que les deux propriétés (MOR et MOE) diminuent lorsque la teneur en particules de bois augmente. Le MOR diminue de 5,37 MPa pour une teneur en particules de 30 %, à 1,73 MPa pour une teneur de 50 %. Le MOE décroît de 948,8 MPa pour une teneur de 30 %, à 390,2 MPa pour une teneur de 50 % et devient ainsi plus élastique.

La figure 3.11-b présente les résultats pour les échantillons contenant des particules de classe G_1250. Comme dans le cas précédent, les deux propriétés (MOR et MOE) suivent la même tendance. Le MOR décroît de 5,36 MPa pour une teneur en particules de 30 %, à 1,60 MPa pour une teneur de 50 %. Le MOE diminue de 847,8 MPa pour une teneur de 30 % à 298,3 MPa pour une teneur de 50 %. Les résultats ci-dessus montrent que quelle que soit la classe granulaire, les propriétés des CBPo baissent quand la teneur en particules de bois augmente. La diminution du MOR quand la teneur en sciure augmente est un comportement bien connu (**Berger and Stark, 1997** ; **Li et Matuana, 2003**) ; il s'explique par la baisse de l'adhésion à l'interface bois-plastique. La tendance à la baisse du MOE lorsque la proportion de la phase végétale augmente, a déjà été rapportée par **Masri et al. (2018)** dans leurs travaux sur un composite à base d'une matrice similaire (colle à base de PSE recyclé, mais de formulation de formulation différente) à celle utilisée dans le présent travail.

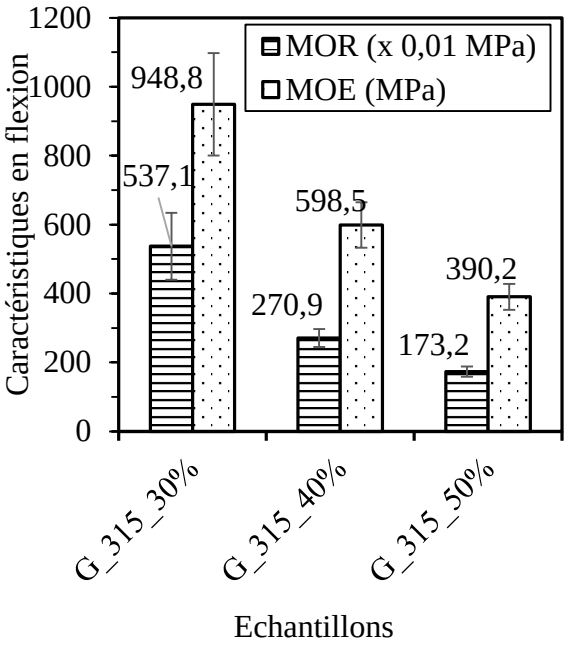



Figure 3.11-a

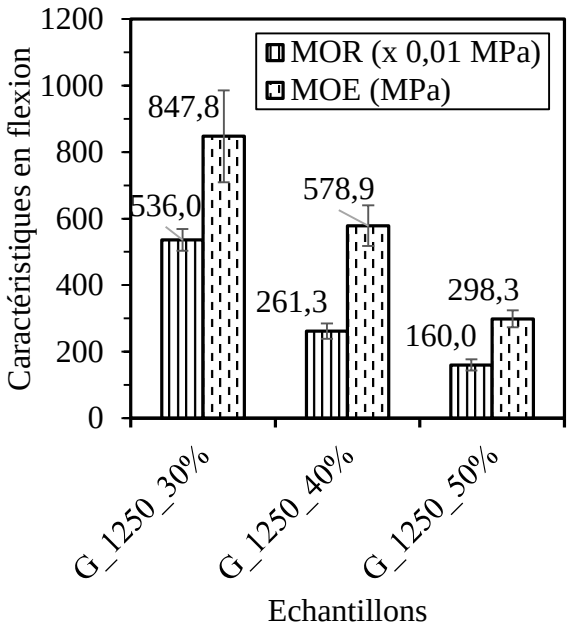



Figure 3.11-b

Figure 3.11: influence de la teneur en particules de bois sur les propriétés des CBPo en flexion à 25°C pour différentes tailles de particules, a) échantillons de classe granulaire G_315 et b) échantillons de classe granulaire G_1250.

#### 3.1.3.1.3. Influence de la contrainte de compactage et de la porosité sur les propriétés en flexion

La figure 3.12 montre l'influence de la contrainte de compactage sur le comportement des CBPo en flexion. On note que les CBPo ont un comportement quasi-fragile pour toutes les valeurs de pression testées. La fragilité des composites bois-plastique avec des particules a déjà été observée par **Binhussain et El-Tonsy** (**2013**) et **Masri et al.** (**2018**). La figure 3.13 montre respectivement l'évolution du MOE et celle du MOR des CBPo, en fonction de la pression de compactage. On observe que le MOE croît avec l'augmentation de la pression de compactage jusqu'à 7 MPa puis se stabilise après cette valeur de pression. La même observation est faite

pour le MOR qui croît, puis se stabilise à partir d'une pression de 7 MPa. Ainsi, dans l'ensemble, les propriétés des CBPo en flexion s'améliorent avec l'augmentation de la pression de compactage jusqu'à 7 MPa, valeur de pression à partir de laquelle aucune amélioration sensible des propriétés n'est observée. D'après figure 3.13, on peut remarquer que le MOE croît de 105 MPa (pour une pression de 1 MPa) à 1352 MPa (pour une pression de 7 MPa), soit une valeur de MOE multipliée par 13. Une forte augmentation est aussi notée au niveau du MOR qui passe de 0,25 MPa (pour une pression de 1 MPa) à 7,82 MPa (pour une pression de 7 MPa), soit une valeur multipliée par près de 30. La valeur optimale de la pression de compactage qui donne les meilleures performances mécaniques du CBPo est donc de 7 MPa.

Une très forte dépendance linéaire est constatée entre les propriétés (MOE et MOR) et la porosité des CBPo, pour les valeurs de pression inférieures à 7 MPa ($R^2$ = 0,989 pour le MOE et $R^2$ = 0,994 pour le MOR). Ceci démontre non seulement l'effet négatif de la porosité sur les propriétés mécaniques des CBPo, rejoignant les conclusions de **Madsen** (**2004)** et **Animpong et al.** (**2017**), mais également l'importance de la pression de compactage comme facteur d'influence significatif qui améliore les propriétés mécaniques des CBPo.

Une amélioration des propriétés lorsque la masse volumique augmente est observée avec une forte corrélation entre les deux propriétés. Cette tendance était attendue, au vu des travaux précédents d'Almusawi **(2017**) et de **Masri et al.** (**2018**).

Les performances mécaniques du CBPo à 7 MPa (1352 MPa pour le MOE et 7,82 MPa pour le MOR), observé par **Amadji et al. (2021-a)** sont au moins deux fois plus élevées que celles des composites obtenus par **Masri et al. (2018)** avec de la colle de déchets de PSE et fibres de feuillets de palmier dattier. Cela démontre le pouvoir mélioratif de la pression de compactage sur les propriétés mécaniques des composites moulés sous pression. Les fibres, comparées aux particules, sont bien connues pour augmenter les propriétés des composites bois-plastiques (**Borsoi et al., 2014 ; Ansari et al., 2017**). Il faut préciser que les composites obtenus par **Masri et al. (2018)** ont été élaborés sous une pression d'environ 1 MPa, avec un rapport masse solvant / masse PSE = 3.

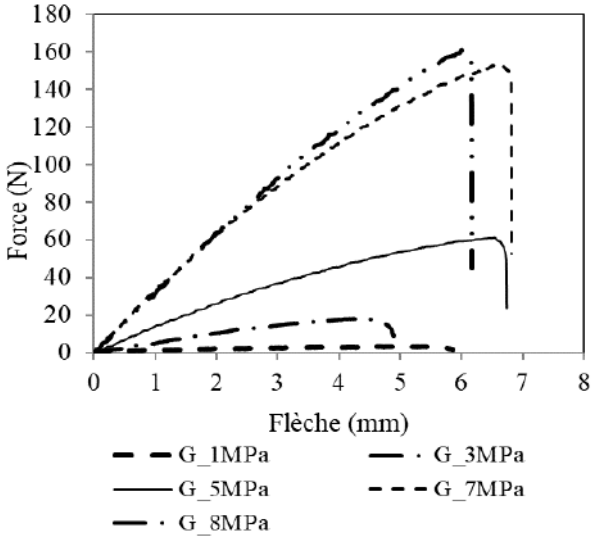



Figure 3.13: courbes force-flèche des CBPo en flexion, pour différentes valeurs de pression de compactage, (échantillons à base de sciure de Gmelina et séchés à 25 °C).

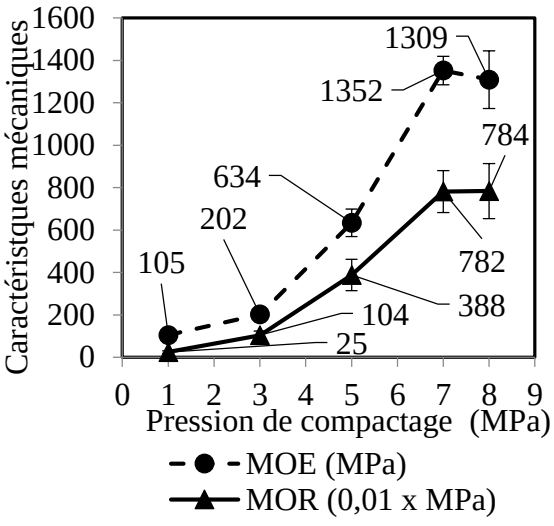



Figure 3.12: évolution du MOE et du MOR des CBPo en flexion, pour différentes valeurs de pression de compactage, (échantillons à base de sciure de Gmelina et séchés à 25 °C).

### 3.1.3.1.4. Influence de la température et de l'espèce de bois sur les propriétés des CBPo en flexion

L'influence de la température de séchage et de l'espèce de bois sur les propriétés des CBPo en flexion a été étudiée. La figure 3.14-a montre l'influence de la température sur le comportement des CBPo en flexion. On observe que le comportement est quasi-fragile pour toutes les valeurs de température testées. La figure 3.14-b montre que les propriétés des CBPo dépendent considérablement de l'essence de bois utilisée mais que le comportement reste presque fragile. La figure 3.15 compare les valeurs des propriétés en flexion pour les niveaux de température étudiés et selon l'espèce de bois. Pour toutes les espèces étudiées, on observe que l'augmentation de la température améliore aussi bien le MOE que le MOR des CBPo. De 25°C à 100°C, la valeur du MOE du CBPo à base de sciure de Gmelina a doublé, passant de 598,5 MPa à 1213,2 MPa, celle du CBPo à base de Teck a augmenté de plus de 1,5 fois en passant de 1041,8 MPa à 1745,2 MPa (figure 3.15). Quant au CBPo à base de sciure d'Afzelia, la valeur du MOE a triplé, passant de 756,8 MPa à 2263,8 MPa. Dans l'ensemble, la valeur de MOE la plus élevée (2263,8 MPa) est enregistrée pour le composite à base de sciure d'Afzelia, étuvé à 100°C.

En ce qui concerne le MOR, il a généralement doublé pour chacune des trois catégories de CBPo. De 25°C à 100°C, le MOR passe de 2,71 MPa, 3,88 MPa et 4,61 MPa à 6,76 MPa, 6,77 MPa et 8,93 MPa respectivement pour le CBPo à base de sciure de Gmelina, de Teck et d'Afzelia (figure 3.15). La valeur de MOR la plus élevée (8,93 MPa) correspond au composite à base de sciure d'Afzelia étuvé à 100°C. On explique l'effet positif de la température de séchage sur les propriétés des CBPo par une meilleure élimination du solvant. La réduction par évaporation du solvant favorise la solidification de la matrice PSE et l'amélioration de l'adhésion à l'interface bois-PSE. Cette amélioration se manifeste par une contribution de la phase bois à une augmentation des propriétés mécaniques du composite.

Sur la figure 3.16, on observe que le MOE et le MOR des CBPo changent lorsque changent les propriétés (module d'élasticité et contrainte à la rupture, **Gérard et al., 2016**) de l'espèce de bois correspondant à la sciure utilisée. Ceci traduit une adhésion entre le bois et la matrice utilisée. La bonne adhésion à l'interface bois-PSE mise en évidence a été observée par **Masri et al. (2018)** qui a utilisé une matrice similaire (à base de PSE et selon le même procédé que celui utilisé dans le présent travail) avec des fibres de branches de palmier dattier.

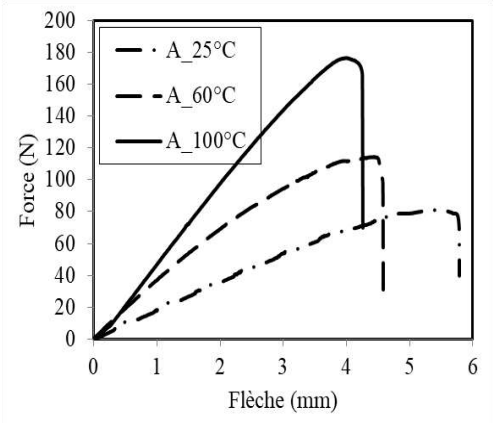



Figure 3.14-a

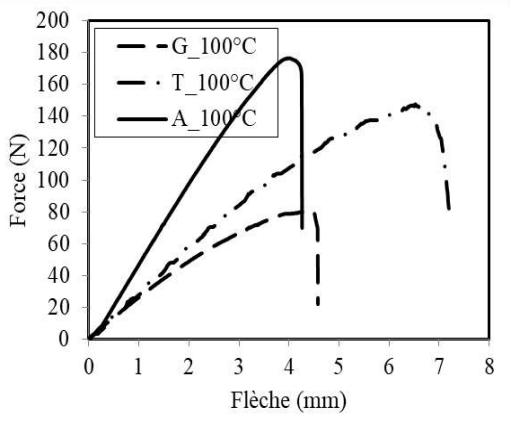



Figure 3.14-b

Figure 3.14: courbes exemples force-flèche des CBPo en flexion, a) pour différentes valeurs de température et, b) pour différentes essences de bois (G : Gmelina ; T : Teck ; A : Afzelia).

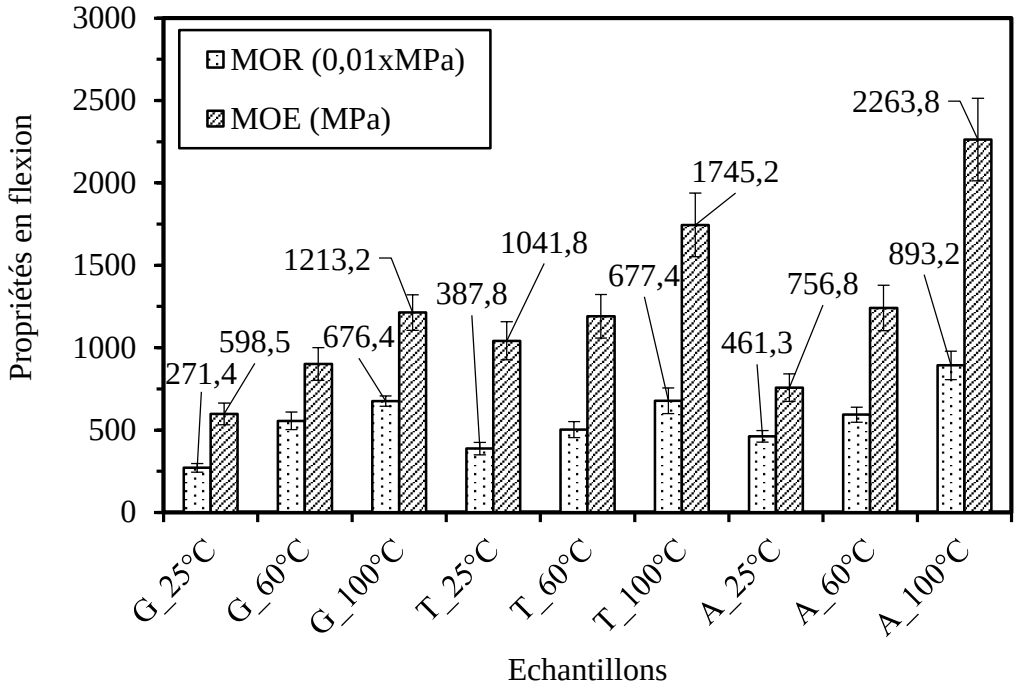



Figure 3.15: valeurs comparées du MOE et du MOR des CBPo en flexion, pour les 3 températures et les 3 espèces de bois.

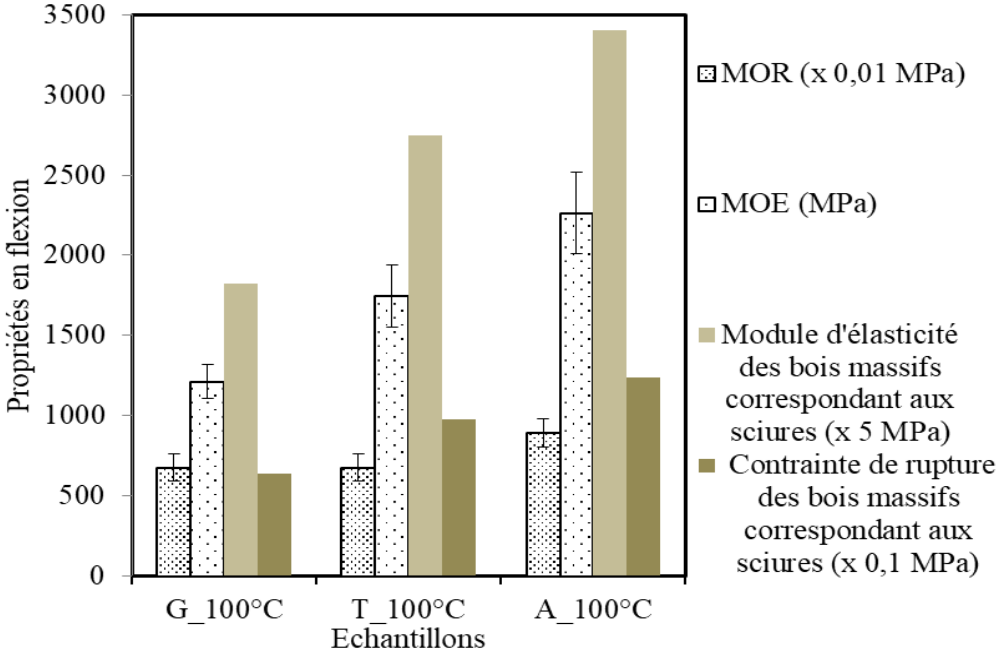



Figure 3.16: valeurs comparées du MOE et du MOR du CBPo en flexion, avec celles des bois massifs correspondants.

### 3.1.3.1.5. Influence de fibres sur les propriétés des CBPo en flexion

Dans le but d'accroître les propriétés des CBPo avec les ressources localement disponibles, des fibres végétales ont été incorporées aux composites. Nous rapportons les résultats obtenus de deux types de fibres utilisées, la fibre de chanvre et la fibre d'Afzelia. L'évolution des propriétés en flexion en fonction de la teneur en fibres de chanvre incorporées aux composites séchés à 100 °C et compactés à 5 MPa, est représentée sur la figure 3.17-a. On observe que le MOE croît

de 1881,1 MPa pour une teneur de 1 % en fibres de chanvre, à 1933,5 MPa pour une teneur de 2 %, puis il décroît pour toutes les autres valeurs de teneur en fibres étudiées. La même tendance est observée chez le MOR qui croît de 10,50 MPa pour la teneur de 1 % en fibres de chanvre, à 10,64 MPa pour la teneur de 2 %, puis diminue pour toutes les autres valeurs de teneur en fibres. L'amélioration des propriétés pour les teneurs de 1 à 2 % est imputable à la présence des fibres de chanvre dans le composite et témoigne d'une bonne adhésion entre les phases (plastique, bois et fibres). La dégradation des propriétés à partir de 2 % de teneur en fibres s'explique par une diminution de l'adhésion inter-faciale qui s'amplifie avec l'augmentation de la teneur en fibres. On peut retenir que les meilleures valeurs de propriétés des CBPo contenant de fibres de chanvre sont obtenues pour la teneur de 2 %.

Dans l'ensemble, les propriétés des CBPo (à base de Gmelina, compactés sous 5 MPa et séchés à 100 °C) en flexion sont plus élevées que celles du PSE recyclé (module d'élasticité = 800 MPa, contrainte maximum = 4,44 MPa, **Soulama (2014)**). Comparées aux valeurs de propriétés (MOE = 1213,3 MPa, MOR = 6,76 MPa) des CBPo sans fibres et élaborés dans les mêmes conditions, on remarque la contribution des fibres de chanvre (contribution favorisée par le séchage à 100 °C et le compactage à 5 MPa) à l'amélioration des propriétés (MOE = 1933,5 MPa, MOR = 10,64 MPa) des CBPo avec 2 % de fibres.

La figure 3.17-b montre l'influence de la teneur en fibres d'Afzelia sur les propriétés (MOE et MOR) en flexion des CBPo (séchés à 100 °C et compactés à 5 MPa). On observe que l'ajout de fibres d'Afzelia dégrade les propriétés des composites. De 3 % à 15 % de teneur en fibres d'Afzelia, le MOR diminue de 6,52 MPa à 4,43 MPa, et le MOE, de 953,8 MPa à 715,3 MPa. Ces valeurs sont plus faibles que celles des propriétés des CBPo sans fibres. L'incorporation des fibres d'Afzelia dans les proportions et leur état (pré-séché), n'améliorent donc pas les propriétés des CBPo.

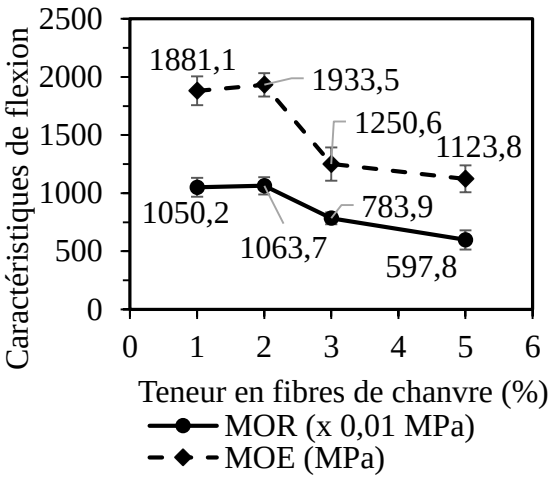



Figure 3.17-a

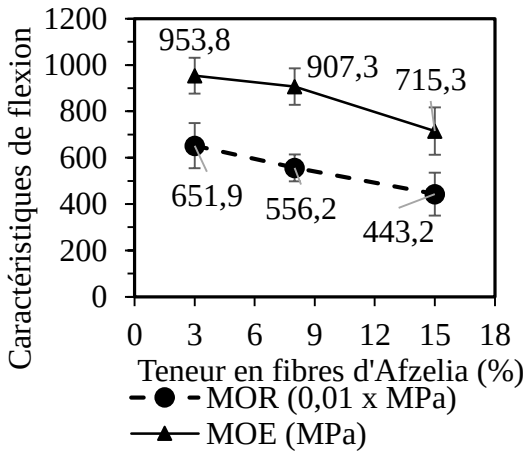



Figure 3.17-b

Figure 3.17: influence de la teneur en fibres sur les propriétés (MOE et MOR) des CBPo (à base de sciure de Gmelina, séchés à 100 °C et compactés à 5 MPa) en flexion, a) cas de fibres de chanvre et, b) cas des fibres d'Afzelia.

### 3.1.3.2. Propriétés des CBPo en traction

L'essai de traction permet d'apprécier la cohésion entre les particules de bois et la matrice polymère, et de connaître les limites de sollicitation du matériau à l'étirement. Les propriétés

en traction ont été déterminées suivant l'influence des facteurs que sont la taille des particules, l'eau, la température, l'ajout de fibres et l'essence de bois.

#### 3.1.3.2.1. Influence de la taille des particules sur les propriétés des CBPo en traction

La figure 3.18 présente des exemples de courbes contrainte-déformation en traction d'échantillons CBPo des 4 classes granulaires étudiées. Tous les échantillons ont le même comportement en traction, caractérisé par une rupture quasi-fragile. L'analyse du champ des déplacements sur la face observée (surface pulvérisée de mouchetis) a permis de constater que celui-ci est uniforme pour les faibles valeurs de charges (figure 3.19-a) correspondant vraisemblablement à la zone élastique. Les déplacements s'amplifient ensuite sur un côté de la zone centrale de section réduite jusqu'à la rupture (figure 3.19-b). L'uniformité du champ de déplacements pour les faibles valeurs de charges est un indicateur de l'homogénéité des propriétés élastiques locales des composites.

Les valeurs comparées des modules d'Young, des contraintes maximum, et des coefficients de Poisson obtenues pour les 4 classes granulaires sont présentées sur les figures 3.20. La figure 3.20-a associée à un test T de Student montre une absence de différence significative des modules d'Young en traction des échantillons des classes T_160 et T_315 d'une part, et des échantillons des classes T_630 et T_1250, d'autre part. En revanche, une différence statistiquement significative a été observée entre les modules de T_315 et T_630. Globalement, le module d'Young diminue donc (de 1057 à 583 MPa) lorsque la taille des particules de bois augmente.

La même tendance est observée avec la contrainte maximum en traction qui diminue (de 2,9 à 2,1 MPa) avec l'augmentation de la taille des particules de bois. En ce qui concerne le coefficient de Poisson (figure 3.20-b), il croît de 0,14 à 0,24 lorsque la taille des particules de bois augmente, avec une forte corrélation linéaire ($R^2 = 0,93$).

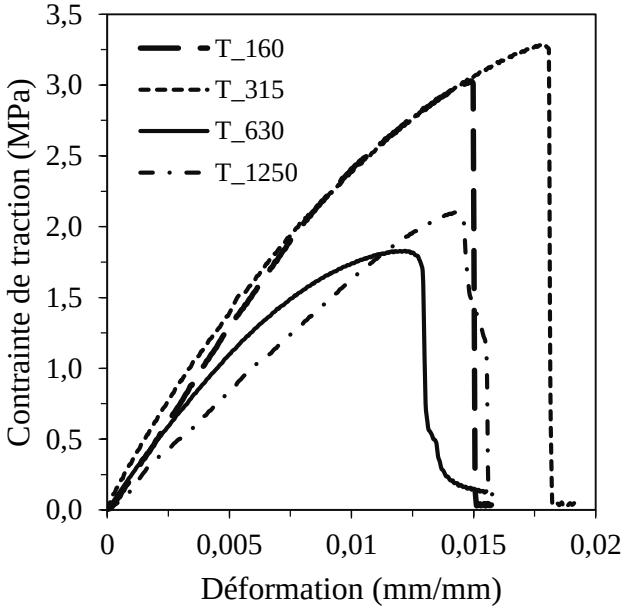



Figure 3.18: courbes-exemples contrainte-déformation en traction des échantillons CBPo selon les 4 classes granulaires.

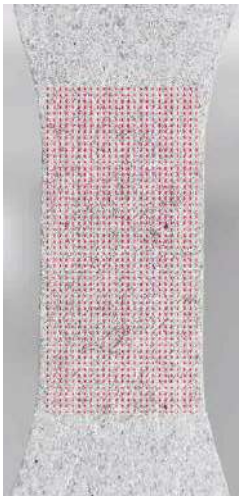


Figure 3.19-a

Figure 3.19-b

Figure 3.19: champ de déplacement (échantillon T_315, échelle : 1/2) a) pour de faibles valeurs de charges (σ = 0,5 MPa) et b) pour les valeurs de charge proche de la rupture (σ = 2,8 MPa).

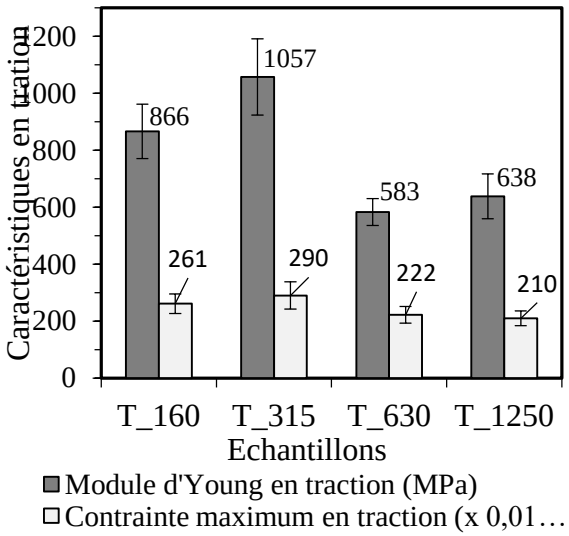



Figure 3.20-a

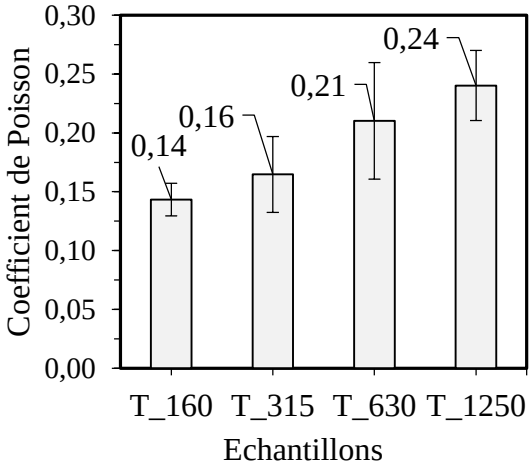



Figure 3.20-b

Figure 3.20: effet de la taille des particules de bois d'échantillons CBPo compactés à 5MPa et à base de 40% de sciure de Teck sur les caractéristiques en traction a) module d'Young et contrainte maximum, b) coefficient de Poisson.

#### 3.1.3.2.2. Influence de l'humidité, de la température et des fibres sur les propriétés des CBPo en traction

Les figures 3.21 présentent le comportement des propriétés des échantillons de CBPo en traction suite à une immersion dans l'eau pendant 24 h, ou à un séchage, ou lorsqu'ils contiennent des fibres de chanvre.

La figure 3.21-a montre l'influence de ces différents facteurs sur les propriétés des échantillons à base de 30 % de sciure de Gmelina de classe granulaire G_1250. Les échantillons humidifiés

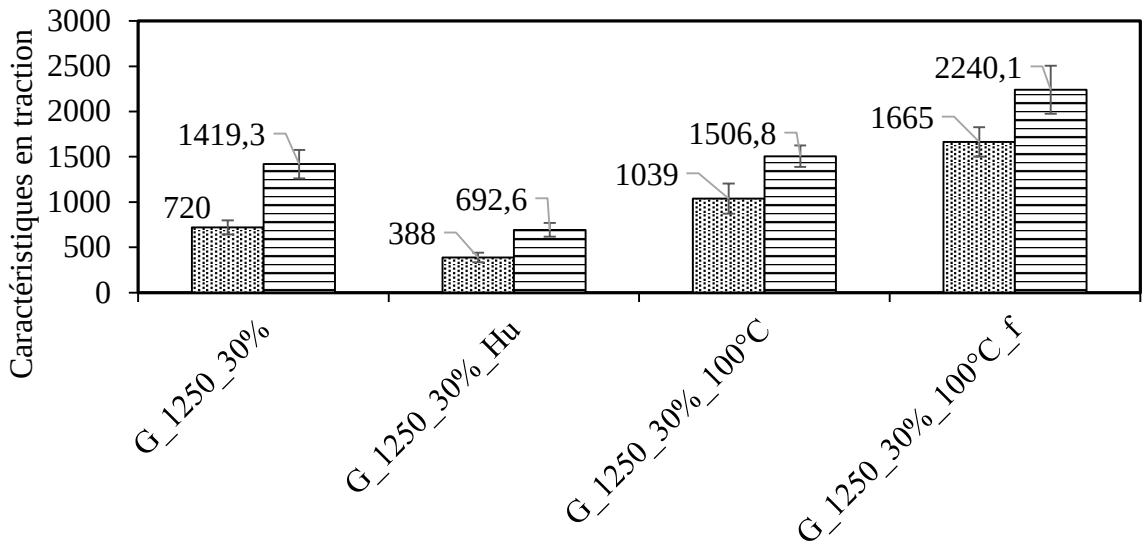
(G_1250_30%_ Hu) présentent des modules d'Young et contraintes maximum plus faibles de moitié par rapport à leurs homologues non humidifiés (G_1250_30%). Les taux élevés de porosité et d'absorption d'eau de ces composites expliquent cet effet défavorable de l'eau sur les propriétés des échantillons. En revanche, comme dans le cas des échantillons de flexion, on observe une amélioration des propriétés des échantillons CBPo sans fibres, après séchage (G_1250_30%_ 100 °C) avec un module d'Young qui augmente de 6 % et une contrainte maximum de 44 %. Ces propriétés sont également meilleures à celles des composites non séchés et sans fibres, présentés par **Amadji et al. (2021-b)**. Les échantillons contenant 2 % de fibres de chanvre et testés après séchage (G_1250_30%_100 °C_f) présentent de meilleures propriétés. Leur module a connu un accroissement de 58 % et la contrainte maximum, une plus forte augmentation de 131 %.

Pour les différents facteurs étudiés, la même tendance est observée avec les échantillons à base de sciure de la classe granulaire G_315 (figure 3.21-b). L'immersion dans l'eau pendant 24 h réduit les propriétés tandis que le séchage et l'incorporation de 2 % fibres de chanvre les améliorent significativement. Le module d'Young des échantillons CBPo séchés a augmenté de 8 % pour les échantillons sans fibres (G_315_30% _100°C) et de 98 % pour ceux contenant de fibres (G_315_30% _100°C_f). Quant à la contrainte maximum, elle a connu un accroissement de 45 % pour les échantillons sans fibres, et de 150 % pour ceux contenant des fibres.

De la figure 3.21-a à la figure 3.21-b, on note également que les propriétés des échantillons contenant 30 % de sciure de classe granulaire G_1250 sont moins élevées que celles des échantillons contenant la même teneur en sciure mais de classe G_315. Cette tendance confirme l'influence de la taille des particules sur les propriétés, mise en relief précédemment.

Lorsque la teneur en sciure de bois varie dans les composites, la tendance de l'influence des facteurs sur les propriétés ne change pas. On observe sur la Figure 3.22 que, comme pour les composites contenant 30 % de sciure de bois, les propriétés des composites à base de 40 % de sciure de bois sont réduites suite à l'immersion dans l'eau mais sont améliorées par le séchage et l'incorporation de fibres de chanvre.

L'effet mélioratif du séchage et de l'incorporation de fibres de chanvre est également observé sur le comportement des échantillons pendant l'essai. On observe sur la figure 3.23 que les CBPo sans fibre (A_100°C) ont un comportement de type quasi-fragile tandis que ceux qui en contiennent (A_100°C_f) montrent un comportement avec un large domaine de plasticité. L'incorporation de fibres de chanvre dans les CBPo permet donc de passer d'un comportement de type quasi-fragile à quasi-ductile en traction.

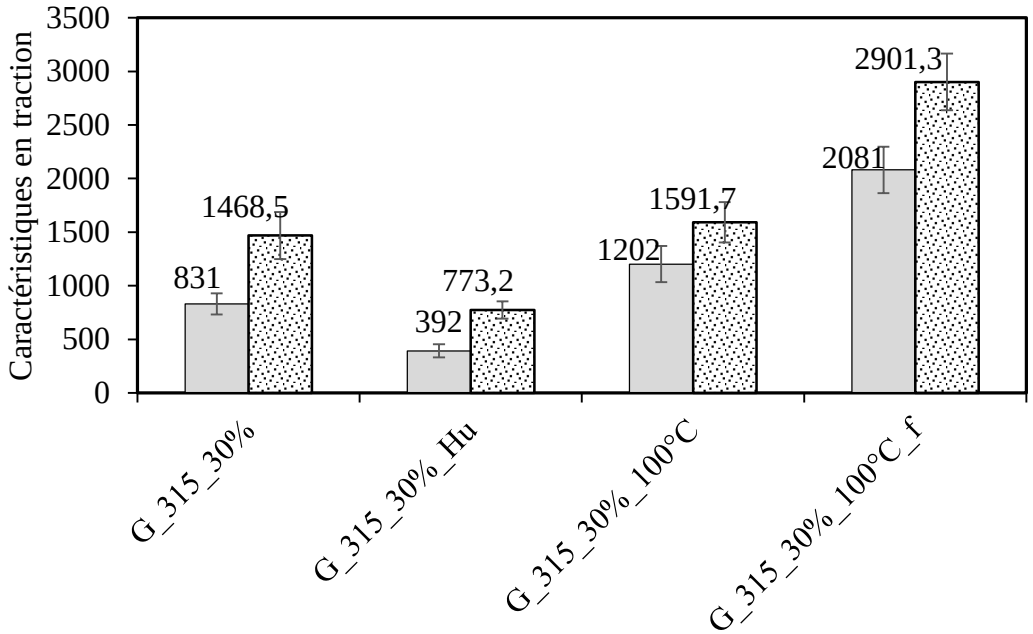



Echantillons (G1250_30%)

Contrainte maximum en traction (x 0,005 MPa)

Module d'Young en traction (MPa)

Figure 3.21-a




Echantillons (G315_30%)

Contrainte maximum en traction (x 0,005 MPa)

Module d'Young en traction (MPa)

Figure 3.21-b

Figure 3.21: effet de l'eau (24h d'immersion), de la température (100°C) et des fibres de chanvre (teneur, 2%), sur les caractéristiques (module d'Young et contrainte maximum) en traction des échantillons CBPo compactés 5 MPa et à base de 30 % de sciure de *Gmelina* de classe granulaire a) G_1250 et b) G_315.

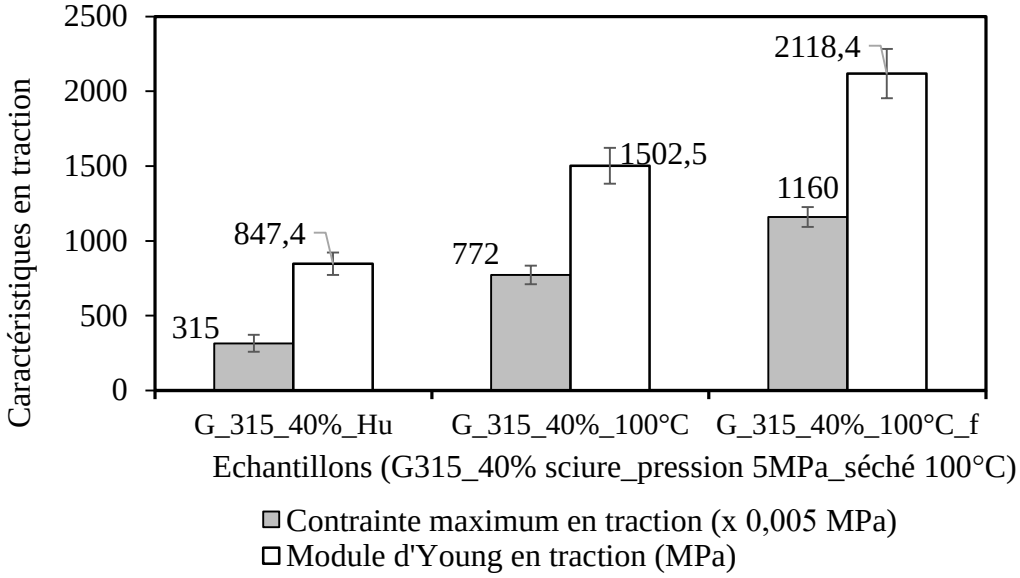



Figure 3.22: effet de l'humidité (24h d'immersion dans l'eau), de la température (100°C) et de fibres de chanvre (teneur, 2%) sur les caractéristiques (module d'Young et contrainte maximum) en traction des échantillons CBPo compactés 5MPa, à base de 40% de sciure de Gmelina de classe granulaire G_315.

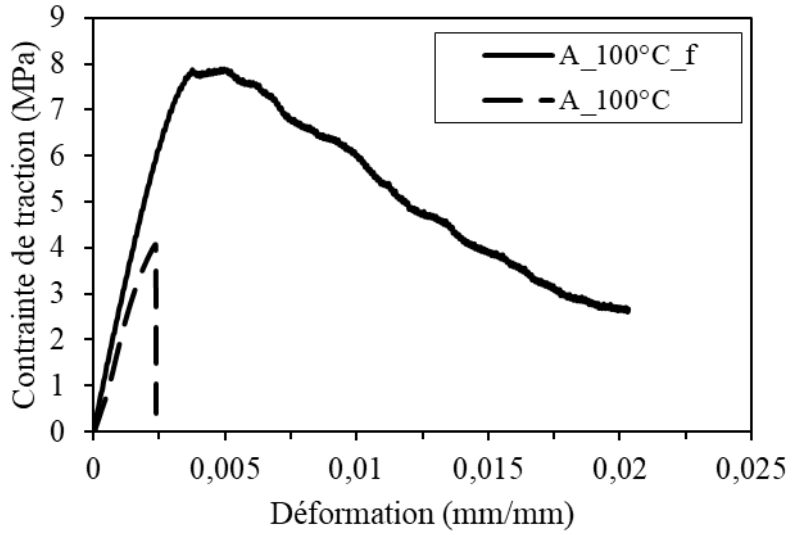



Figure 3.23: courbe-exemple contrainte déformation en traction d'échantillons CBPo avec ou sans fibres de chanvre (G_315_40% sciure d'Afzelia, compactés à 5 MPa_séchés 100°C).

#### 3.1.3.2.3. Influence de l'essence de bois sur les propriétés des CBPo en traction

Les résultats de l'étude sur l'influence de l'espèce de bois de provenance des sciures utilisées dans les composites (40% de sciure de classe Cg315, pressés sous 5MPa et séchés à 100°C) contenant ou non de fibres de chanvre, sont présentés sur la figure 3.24. Il ressort de cette comparaison que les deux propriétés (MOE et MOR) sont plus élevées pour les échantillons fabriqués à base de sciure d'Afzelia (A) que pour ceux contenant de la sciure de Teck (T) ; les échantillons à base de sciure de Gmelina (G) présentant les plus faibles propriétés. Cette tendance se constate aussi bien au niveau des échantillons sans fibres qu'au niveau de ceux qui

en contiennent. Comme dans le cas de la flexion, on explique ce comportement des CBPo par la différence de propriétés mécaniques des essences de bois correspondant aux sciures utilisées. Les propriétés mécaniques de l'Afzelia sont plus élevées que celles du Teck qui sont aussi plus élevées que celles du Gmelina (**Gérard et al., 2018**). On observe également que pour chaque type d'échantillon (selon l'espèce de bois), l'ajout de fibres (suivie d'un séchage) améliore le module d'Young et la contrainte maximum ; les CBPo deviennent plus rigides et résistants.
Pour l'ensemble des échantillons séchés, le module de traction varie de 1502 à 1755 MPa pour les échantillons sans fibres, de 2118 à 2769 MPa pour ceux qui en contiennent. La contrainte maximum est comprise entre 3,9 et 4,8 MPa pour les échantillons sans fibres, et entre 5,6 et 8,0 MPa pour ceux contenant de fibres de chanvre.
Le tableau 3.6 présente les valeurs de coefficient de Poisson pour différentes catégories d'échantillons soumis à divers facteurs d'influence que sont l'eau, le séchage et les fibres de chanvre incorporées. Pour ces valeurs, il est difficile de dégager des tendances précises. Dans l'ensemble, on peut retenir que le coefficient de Poisson de ces échantillons est compris entre 0,21 et 0,31. Cependant, les valeurs de coefficient obtenues (0,21 à 0,22) pour les échantillons à base de 40 % de sciure de Teck contenant des fibres et / ou séchés (T_100°C et T_100 °C_f, tableau 3.6) sont plus élevées que celle (0,16) de l'échantillon homologue sans fibre et non séché présenté précédemment (T_315, figure 3.24). Le séchage et / ou l'ajout de fibres modifient donc le coefficient de Poisson des CBPo.

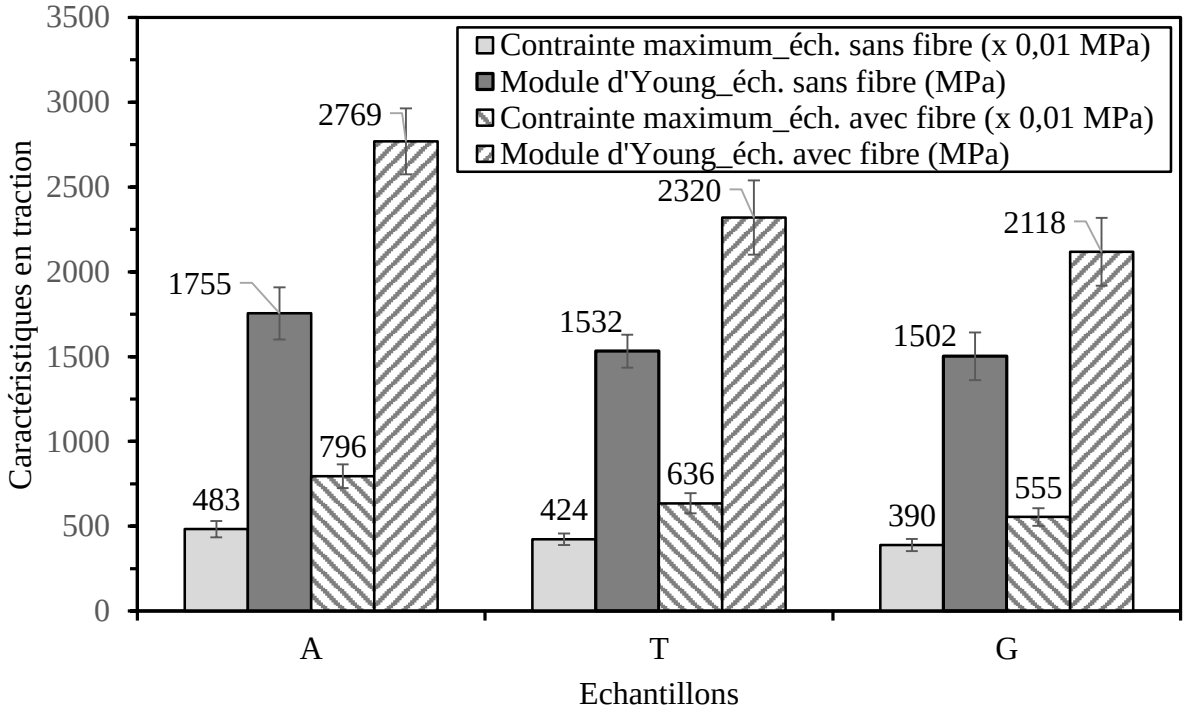



Figure 3.24: effet de 2% de fibre de chanvre sur les caractéristiques de traction des échantillons CBPo (Cg315_40% sciure, avec ou sans fibres de chanvre, pressés à 5MPa et séchés 100°C), selon l'espèce de bois de provenance des sciures utilisées (A : Afzelia ; T : Teck ; G : Gmelina).

Tableau 3.6: coefficient de Poisson des différentes catégories d'échantillons CBPo soumis à divers facteurs d'influence (eau, séchage, fibres incorporées).

| Echantillon | | Coefficient de Poisson | |
|---|---|---|---|
| | | Moyenne | SD |
| G_1250_30% | G_1250_30% | 0,25 | 0,03 |
| | G_1250_30%_Hu | 0,27 | 0,05 |
| | G_1250_30%_100°C | 0,26 | 0,04 |
| | G_1250_30%_100°C_f | 0,31 | 0,04 |
| G_315_30% | G_315_30% | 0,24 | 0,05 |
| | G_315_30%_Hu | 0,21 | 0,03 |
| | G_315_30%_100°C | 0,25 | 0,03 |
| | G_315_30%_100°C_f | 0,27 | 0,04 |
| G_315_40%_100°C | G_315_40%_Hu | 0,23 | 0,02 |
| | G_315_40% | 0,25 | 0,02 |
| | G_315_40%_f | 0,25 | 0,05 |
| T_315_40%_100°C | T_315_40%_100°C | 0,22 | 0,02 |
| | T_315_40%_100°C _f | 0,21 | 0,03 |
| A_315_40%_100°C | A_315_40%_100°C | 0,23 | 0,03 |
| | A_315_40%_100°C _f | 0,24 | 0,03 |

_f : échantillon avec fibres,
_Hu : échantillon sans fibres et humidifiés,
_100°C : échantillon sans fibres et séchés,
_f_100°C : échantillon avec fibres et séchés.

### 3.1.3.3. Propriétés des CBPo en compression

Les propriétés des CBPo en compression ont été évaluées au regard de la taille des particules de bois, de leur teneur dans les CBPo et de l'essence de bois.

#### 3.1.3.3.1. Influence de la taille des particules sur les propriétés des CBPo en compression

Les courbes contrainte-déformation des échantillons de CBPo en compression sont présentées à la figure 3.25. Ce comportement est connu des composites bois-polymère en compression ; il est caractérisé par une dominance du comportement de la matrice polymère (**Almusawi, 2017** ; **Guidigo, 2017**). Cette figure montre également que les propriétés des composites en compression changent lorsque la taille des particules de bois change. La figure 3.26 montre que, comme en traction, les propriétés des CBPo en compression s'améliorent lorsque les particules de bois deviennent plus fines. Sur l'ensemble des classes granulaires étudiées, le module varie de 328 MPa à 474 MPa et la contrainte maximum, de 3,9 MPa à 8,2 MPa.

### 3.1.3.3.2. Influence de la teneur en sciure et de l'essence de bois sur les propriétés des CBPo en compression

L'évolution des propriétés des composites selon la teneur en sciure (classe granulaire, Cg315) et pour différentes essences de bois (A : Afzelia, T : Teck et G : Gmelina) est présentée sur les figures 3.27. La figure 3.27-a montre que la contrainte maximum diminue presque linéairement quand la teneur en sciures des composites augmente, et ceci pour toutes les essences testées. La même tendance est observée avec le module d'Young (figure 3.27-b). Ce comportement des propriétés des CBPo était attendu au regard de l'évolution de celles obtenues en flexion. Dans l'ensemble, le module est compris entre 285 et 743 MPa, et la contrainte maximum, entre 2,8 et 14,2 MPa (tableau 3.7).

Par ailleurs, on observe que le module d'élasticité des CBPo (sans fibres, 40 % de sciure, séchés à 100°C) en traction (1502 à 1755 MPa) est plus élevé que celui en compression (363 à 609 MPa) tandis que la contrainte maximum en traction (3,9 à 4,8 MPa) est plus faible que celle en compression (5,9 à 9,8 MPa). Nous pensons que la différence de taille des éprouvettes utilisées pour les deux types de sollicitations explique principalement ces tendances. Les éprouvettes de compression sont plus massives, de sections moins étroites que celles de traction. La présence résiduelle du solvant serait moins importante dans les éprouvettes de traction que dans celles de compression. La matrice devrait alors être davantage solidifiée dans les éprouvettes de traction que dans celles de compression, et conférer alors une rigidité plus élevée (par suite, un module plus grand) aux éprouvettes de traction. Le phénomène de réduction des propriétés en traction et en compression est observable sur d'autres matrices PSE recyclé par dissolution dans du solvant organique. Le PSE recyclé avec des huiles de cuisine usées utilisées comme solvant par **Sarmiento et al. (2016)** est un exemple. La contrainte maximum de ce PSE recyclé a diminué de plus de moitié en traction et de plus de trois quarts en compression, par rapport à la même propriété pour le PSE commercial présenté par **Harper (1999)**.

D'autre part, l'effet négatif de la porosité (concentration de contraintes) serait plus marqué au niveau des éprouvettes de traction qu'au niveau des éprouvettes de compression ; la contrainte maximum va donc être plus faible pour les éprouvettes de traction que pour celles de compression.

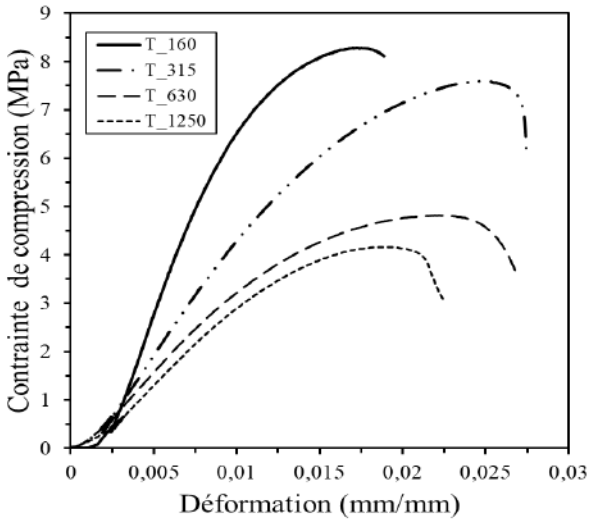



Figure 3.25: courbes contrainte- déformation des échantillons CBPo selon la taille des particules de bois (Teck).

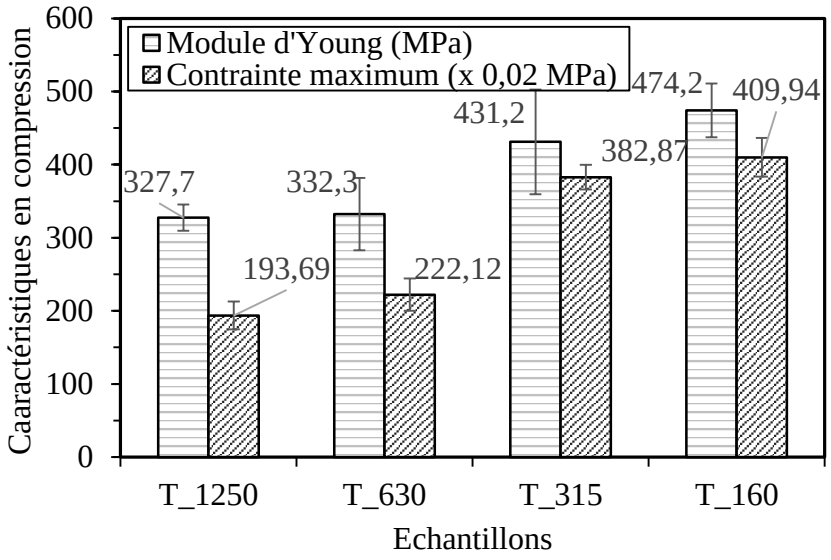



Figure 3.26: valeurs comparées des caractéristiques (modules d'Young et contraintes maximum) en compression des échantillons CBPo en fonction de la taille des particules de bois (T : Teck).

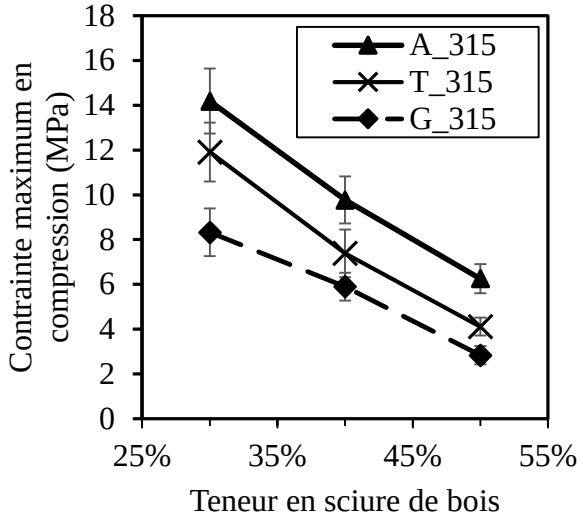



Figure 3.27-a

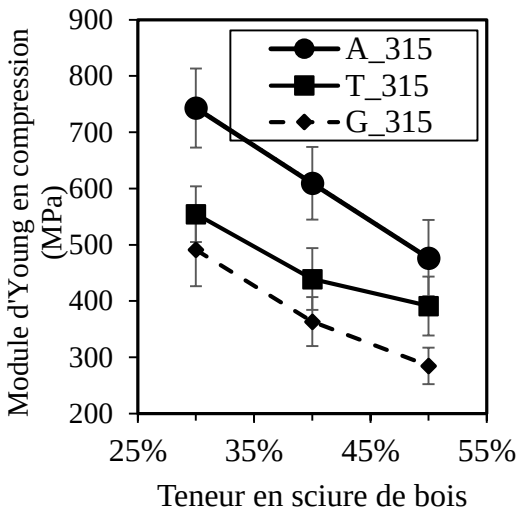



Figure 3.27-b

Figure 3.27: influence de la teneur en sciure et l'essence de bois sur les propriétés des CBPo : a) contrainte maximum en compression et b) module d'Young en compression.

Tableau 3.7: propriétés des CBPo en compression suivant l'essence et la teneur en sciure de bois.

| Echantillon | | Contrainte maximum en compression (MPa) | | Module d'Young en compression (MPa) | |
|---|---|---|---|---|---|
| Essence de bois | Teneur en sciure de bois | Moyenne | SD | Moyenne | SD |

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | 30% | 8,3 | 1,1 | 491 | 65 |
| G_315 | 40% | 5,9 | 0,6 | 363 | 44 |
| | 50% | 2,8 | 0,4 | 285 | 32 |
| | 30% | 11,9 | 1,3 | 554 | 50 |
| T_315 | 40% | 7,4 | 1,1 | 439 | 55 |
| | 50% | 4,1 | 0,4 | 391 | 52 |
| | 30% | 14,2 | 1,4 | 743 | 70 |
| A_315 | 40% | 9,8 | 1,0 | 609 | 65 |
| | 50% | 6,3 | 0,6 | 476 | 68 |

### 3.1.4. Propriétés thermiques des CBPo

Les résultats de mesure des propriétés thermiques de différents échantillons CBPo sont présentés sur les figures 3.28 à 3.30. La figure 3.28 montre les valeurs de la conductivité thermique des échantillons selon la taille des particules (T160_40% à T1250_40%), la teneur en sciure (G315_30% à G315_50%) et l'essence de bois des sciures qu'ils contiennent. On observe que la conductivité thermique des CBPo diminue de 0,146 à 0,128 $W.m^{-1}.°C^{-1}$ quand la taille des particules de bois augmente ; elle diminue également de 0,127 à 0,114 $W.m^{-1}.°C^{-1}$ quand la teneur en sciure augmente. Ce comportement de la conductivité s'explique par la présence de porosité à l'intérieur des CBPo. Cette porosité augmente avec la taille des particules de bois d'une part, et avec l'augmentation de la teneur en sciure d'autre part. L'influence de l'essence de bois sur cette propriété est également observable sur la figure 3.28 ; la conductivité thermique des CBPo à base de sciure de Teck (0,137 $W.m^{-1}.°C^{-1}$) est plus faible que celle des composites contenant la sciure d'Afzelia mais plus élevée que celle des composites contenant la sciure de Gmelina (0,120 $W.m^{-1}.°C^{-1}$).

Sur la figure 3.29 sont présentés les valeurs de conductivité d'échantillons avec ou sans fibres de chanvre, contenant de la sciure de bois de différentes essences (G315_40% à A315_40%_f) et celles d'échantillons mis en forme en variant la pression de compactage (G315_3MPa à G315_7MPa). On observe sur la première partie de cette figure (de G315_40% à A315_40%_f) que l'ajout de fibres de chanvre en proportion massique de 2 % aux CBPo ne modifie sensiblement pas la conductivité thermique de ces derniers, quelle que soit l'essence de bois de la sciure (G : Gmelina, T : Teck, A : Afzelia). La deuxième partie de la figure 3.29 montre que la conductivité thermique des CBPo est contrôlée par la pression de compactage. Lorsque cette dernière augmente (de 3 à 7 MPa), la conductivité des composites diminue de 0,095 à 0,139 $W.m^{-1}.°C^{-1}$. Cette tendance était attendue car la pression de compactage est corrélée avec la porosité dans les CBPo.

Pour l'ensemble des CBPo étudiés, les variations de la conductivité thermique restent très limitées ; les moyennes sont comprises entre 0,095 à 0,151 $W.m^{-1}.°C^{-1}$ et les dispersions autour des moyennes sont acceptables (coefficients de variations compris entre 4,7 et 12,2 %).

La figure 3.30 présente les valeurs d'effusivité thermique des échantillons CBPo. L'effusivité thermique indique la capacité des matériaux à absorber (ou restituer) plus ou moins rapidement un apport de chaleur ; elle caractérise la sensation de chaud ou de froid que donne le matériau. Comme dans le cas de la conductivité thermique, on observe que l'effusivité thermique des

CBPo varie selon la taille des particules de bois et est comprise entre 394,3 et 464,8 J.s-$^{1/2}$.m-$^{2}$.K$^{-1}$. Elle varie également dans le même sens que la conductivité thermique (voir figure 3.29), en fonction de la teneur en sciure, l'essence de bois ou la pression de compactage. La présence de fibres dans la proportion utilisée (2 %) ne change presque pas la valeur de la propriété quelle que soit l'essence de bois de la sciure utilisée. Pour tous les échantillons testés, la plus faible valeur de l'effusivité est 384,4 J.s-$^{1/2}$.m$^{-2}$.K$^{-1}$ et la plus forte valeur, 588,1 J.s-$^{1/2}$.m$^{-2}$.K$^{-1}$.

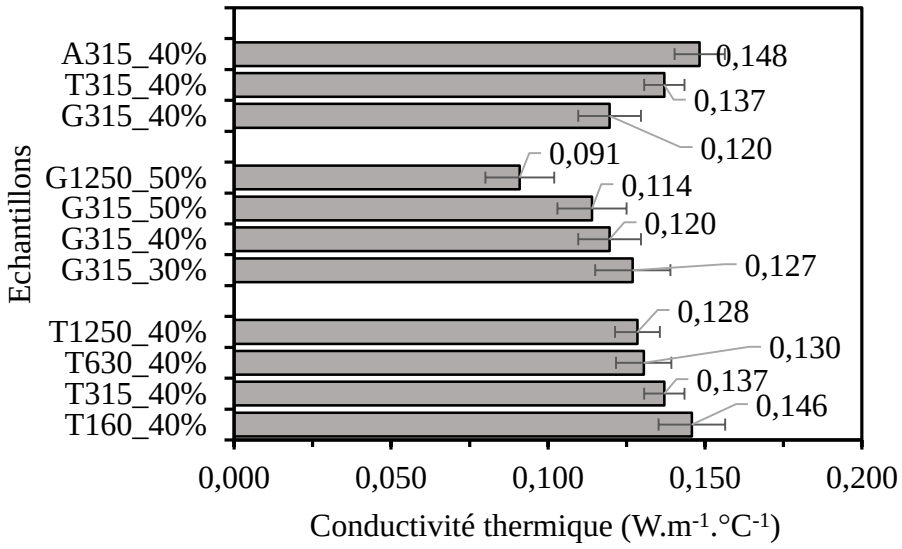



Figure 3.28: conductivité thermique des échantillons selon la taille des particules (T160_40% à T1250_40%), la teneur en sciure (G315_30% à G315_50%) et l'essence de bois des sciures.

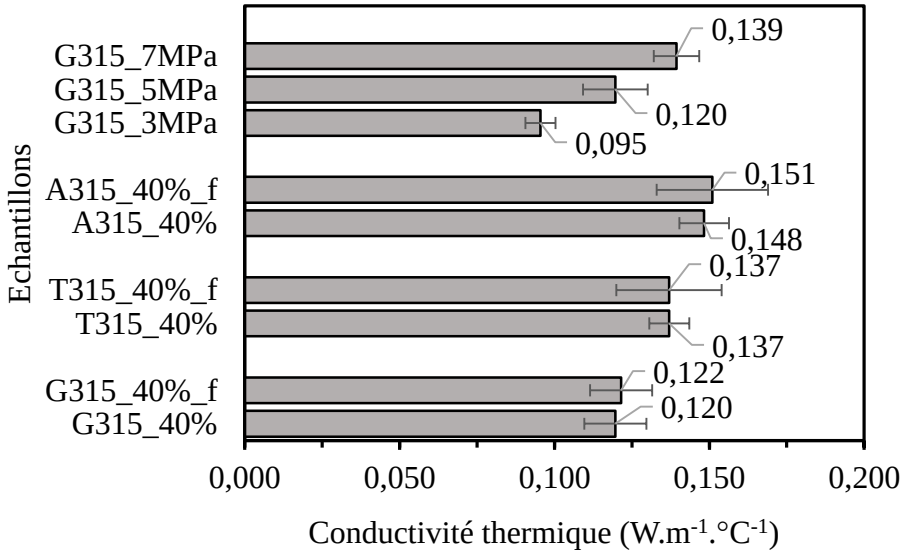



Figure 3.29: conductivité thermique des échantillons avec ou sans de fibres de chanvre, à base de sciure de bois de différentes essences (G315_40%, G315_40%_f, …, A315_40%_f) et celles d'échantillons mis en forme en variant la pression de compactage (G315_3MPa à G315_7MPa).

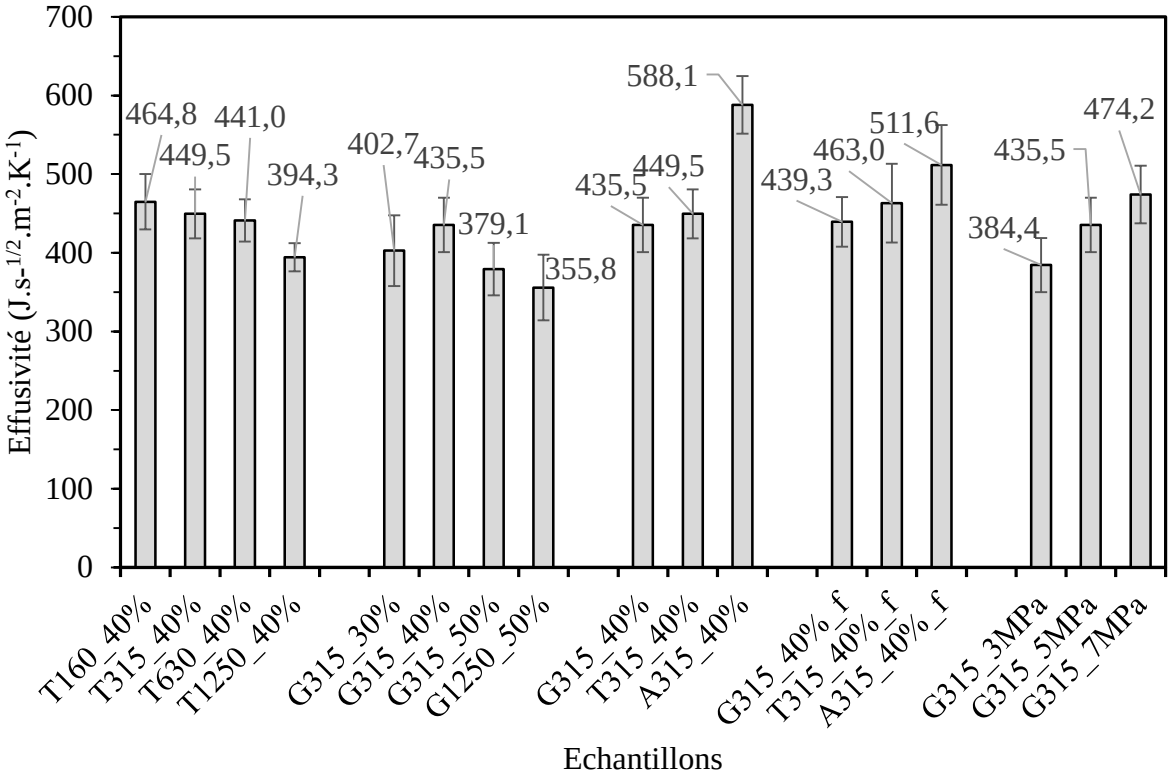



Figure 3.30: effusivité thermique des échantillons CBPo.

### 3.1.5. Propriétés macroscopiques et microscopiques des CBPo

#### 3.1.5.1. Observation macroscopique puis microscopique par méthode optique

Les photos 3.2-a, b, c et d représentent une vue macroscopique d'échantillons CBPo (Teck) pour les 4 classes granulaires étudiées. On observe une distribution régulière des particules de bois dans la matrice, expression d'une bonne homogénéité du composite. Cette homogénéité explique la faible dispersion des densités apparentes du composite mentionnée précédemment. La texture et l'aspect du matériau sont très variables selon la granulométrie retenue. La photo 3.2-e du faciès de rupture d'un échantillon T_315 obtenue au microscope optique, montre que les particules de bois sont bien enrobées par la matrice plastique, ce qui assure un contact maximum entre les deux phases.

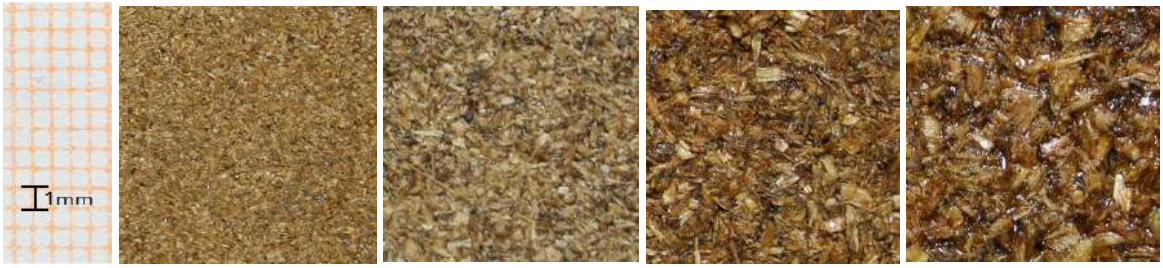



Photo 3.2-a Photo 3.2-b Photo 3.2-c Photo 3.2-d

Photo 3.2-e

Photo 3.2: vue faciale à l'appareil photographique (appareil utilisé pour l'essai de traction) des échantillons a) T_160, b) T_315, c) T_630, d) T_1250 et, e) observation du faciès de rupture d'un échantillon T_315, au microscope optique (échelle 1 / 5).

#### 3.1.5.2. Observation au MEB

L'observation au MEB du faciès de rupture d'un échantillon T_315 (photo 3.3-a) montre une distribution régulière des particules (entourées en blanc) dans la matrice plastique. Cette observation vient confirmer l'homogénéité du composite constatée en surface.
Sur la photo 3.3-b obtenue également au MEB, on observe un fragment de particule de bois (issu de la rupture de cette particule) adhérant à la matrice dans un faciès de rupture d'un échantillon T_315. Cette observation indique une adhésion inter-faciale. La photo 3.3-c, obtenue du faciès de rupture d'un échantillon T_1250 révèle des espaces vides associés à un mouvement des particules de bois. Ce type de rupture est lié à la faible adhésion des particules à la matrice de colle (interface colle/bois fragile). Il permet d'expliquer la diminution des valeurs de propriétés mécaniques observées au niveau des échantillons pour la classe granulaire T_1250. Les deux types d'observations révèlent que la qualité de l'adhésion entre les particules de bois et la colle est variable et dépend de la granulométrie, d'où les plus faibles valeurs de propriétés mécaniques des composites à granulométrie élevée.
L'observation au MEB du faciès de rupture en traction d'un échantillon contenant 2 % de fibres de chanvre et séché à 100 °C (photo 3.3-d, partie entourée) montre une fibre ancrée dans la matrice plastique, non rompue et portant encore sur les surfaces non ancrées quelques fragments de matrice adhérents par endroits. Cela indique une variation de l'adhésion à l'interface fibre de chanvre et matrice plastique. On explique cette observation par la présence de groupes hydroxyles (responsables du caractère hydrophobe des fibres végétales) sur les faces des fibres de chanvre. L'adhésion variable observée à l'interface des phases justifie d'une part, l'amélioration des propriétés mécaniques de cette catégorie de CBPo par rapport aux autres (CBPo sans fibres et séchés ou non), et d'autre part, la faible valeur des propriétés de la même catégorie de CBPo par rapport à celles de leurs constituants de base (PS non expansé, bois et fibres de chanvre) tel que cela a été constaté précédemment.

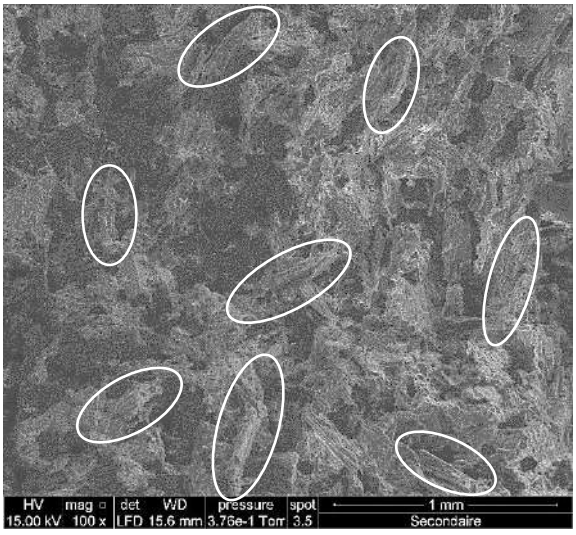



Photo 3.3-a

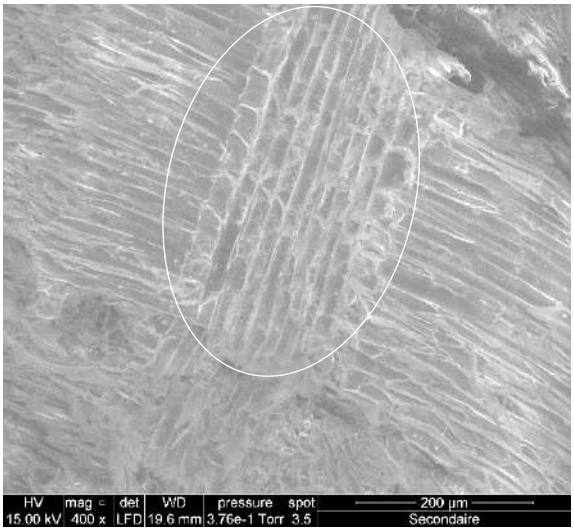



Photo 3.3-b

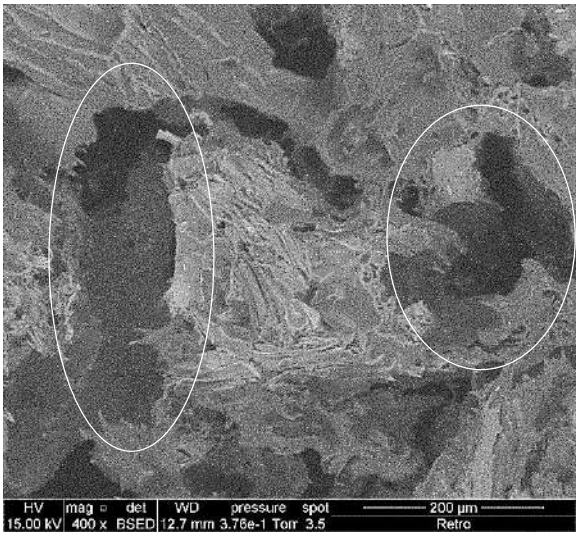



Photo 3.3-c

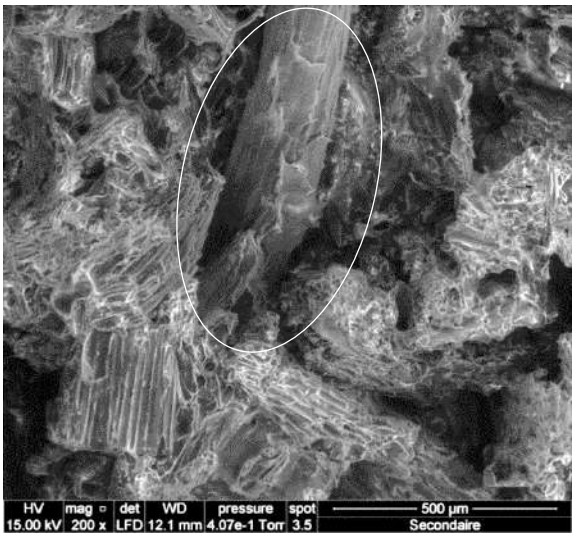



Photo 3.3-d

Photo 3.3: observation au MEB de faciès de rupture d'échantillons en traction a) distribution des particules de bois dans le faciès d'un échantillon T_315, b) présence de fragment de particule de bois solidaire de la matrice plastique (échantillon T_315), c) présence de vides ou zones d'arrachement de particules de bois (échantillon T_1250) et, d) fibre ancrée dans la matrice plastique, non rompue et portant des fragments de matrice.

### 3.1.6. Propriétés biologiques des CBPo

#### 3.1.6.1. Durabilité naturelle vis-à-vis des champignons Basidiomycètes

La durabilité naturelle vis-à-vis des champignons basidiomycètes a été évaluée sur la plupart des composites CBPo formulés dans le présent travail. Les résultats de l'essai sont présentés

dans le tableau 3.8. L'essai est valide car les témoins de virulence présentent une perte de masse moyenne (53,69 %) supérieure à 20%. Les composites en essai présentent des résistances variables. La photo 3.4 montre les échantillons en fin d'essai.

Les pertes de masse des composites A, B, C et D (CBPo contenant 40 % de sciure de Teck) montrent une légère augmentation quand la taille des particules de bois augmente. Cette tendance est également observée aussi bien chez les composites F et I contenant 40 % de sciure de Gmelina que chez les composites G et H contenant 50 % de sciure de la même espèce. Ceci montre que plus les particules de bois dans les CBPo sont grossières, moins ces composites sont résistants à l'attaque de champignons basidiomycètes. De même, de fortes teneurs en sciure de bois réduisent la résistance des composites (E, F et G). On peut conclure de ce qui précède que de fortes quantités de particules de bois de grande taille réduisent la résistance des CBPo aux champignons. L'effet de l'essence de bois (de provenance des sciures) sur la résistance des composites est également mis en exergue. On note des différences significatives entre les pertes de masse des échantillons F, B et J respectivement constitués de sciures de bois de Gmelina, Teck et Afzelia. On explique ces différences par la quantité d'extractibles dans les bois des essences. Les taux d'extractibles (extraction à l'eau) des trois essences sont respectivement 1,4 %, 3,2 % et 5,5 % (**Gérard et al., 2016**). De fortes teneurs en extractibles, défenses naturelles du bois contre les attaques biologiques, améliorent la résistance des CBPo aux attaques des champignons Basidiomycètes. Ceci justifie également le comportement des échantillons contenant de fibres d'Afzelia. Ces échantillons (F (témoin), K et L) présentent de meilleures résistances aux champignons avec l'augmentation de la teneur en fibres d'Afzelia. La comparaison des pertes de masse des échantillons K et M montre que les fibres d'Afzelia confèrent de meilleures résistances aux CBPo que les fibres de chanvre.

Sur l'ensemble, les composites A, B, C, D, J et L ont une perte de masse de moins de 5 % ; ils peuvent être considérés comme résistants à l'attaque des champignons Basidiomycètes.

Pour le reste des composites, tous à base de sciure de Gmelina (espèce faiblement durable, **Gérard et al., 2016**), la perte de masse est inférieure à 15 % ; ces échantillons peuvent être considérés comme moyennement résistants à l'attaque des champignons.

Les CBPo en essai montrent une humidité peu élevée, comparée à l'humidité des témoins de virulence. L'humidité est peu élevée car les échantillons ne contiennent pas beaucoup de matières hydrophiles (moins de 40 % de ligno-cellulosiques). Cependant, cette humidité (entre 22,21 % et 47,84 %, pour l'ensemble des échantillons) est supérieure aux taux d'absorption d'eau (entre 7 et 18 %, tableau 3.3). Le long séjour (6 semaines) des échantillons dans le milieu de culture (humide) contre 24 h pour le test d'absorption d'eau, explique ces écarts. Par ailleurs, on remarque que l'humidité est plus importante quand la dégradation fongique est importante. On explique cette tendance par le fait qu'en dégradant le panneau, le champignon respire et dégage de l'eau d'une part et les réactions de dégradation produisent de l'eau d'autre part.

Tableau 3.8: résultats de l'essai fongique sur les CBPo.

| Composites | | Nombre d'échantillons | Humidité moyenne des éprouvettes fin d'essai fongique (%) | Perte de masse | |
|---|---|---|---|---|---|
| Désignation simplifiée | Désignation explicite | | | Moyenne (%) | Ecart Type (%) |
| A | T_160_40% | 9 | 22,21 | 3,05 | 0,28 |
| B | T_315_40% | 5 | 23,91 | 3,45 | 0,24 |

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| C | T_630_40% | 9 | 29,18 | 4,40 | 1,27 |
| D | T_1250_40% | 9 | 26,42 | 3,21 | 0,89 |
| E | G_315_30% | 9 | 30,10 | 7,76 | 3,47 |
| F | G_315_40% | 9 | 33,55 | 11,65 | 3,91 |
| G | G_315_50% | 9 | 45,94 | 11,69 | 1,41 |
| H | G_1250_50% | 9 | 47,84 | 13,31 | 6,50 |
| I | G_630_40% | 9 | 47,46 | 13,83 | 3,79 |
| J | A_315_40% | 9 | 27,79 | 4,39 | 2,24 |
| K | G_315_40%_3%Af | 5 | 35,12 | 7,87 | 1,17 |
| L | G_315_40%_15%Af | 9 | 24,15 | 3,83 | 0,44 |
| M | G_315_40%_3%ch | 9 | 30,06 | 10,07 | 3,38 |
| Témoins (Aubier de Pin sylvestre) | | 10 | 139,51 | 53,69 | 23,42 |

Photo 3.4: échantillons en fin d'essai fongique.

### 3.1.6.2. Durabilité naturelle vis-à-vis des Termites

Les résultats de la durabilité naturelle vis-à-vis des termites sont donnés dans le tableau 3.9. L'essai est valide car le taux de survie est supérieur à 50% pour les dispositifs témoins, et les éprouvettes présentent une cotation visuelle de 4 (forte attaque, photo 3.5). La mortalité des termites est totale dans toutes les boîtes de Pétri contenant des composites et l'activité des termites est nulle après la 2ème semaine d'exposition. Les composites ne sont pas attaqués pour la grande majorité (cotation 0) ; ils sont considérés comme durables vis-à-vis des termites. Une éprouvette (sur les 3) des composites B et M montrent une tentative d'attaque (cotation 1). Il s'agit d'une attaque très superficielle. Ils sont aussi considérés comme durables vis-à-vis des termites. Toutes les éprouvettes du composite H présentent également une tentative d'attaque mais sans aucune activité des termites dans les 3 premières semaines d'exposition. Ce composite est également considéré comme durable vis-à-vis des termites. Les volatiles qui émanent des composites sont très probablement répulsifs et toxiques.

Photo 3.5: échantillons témoins (pin) dégradés, à la fin de l'essai de durabilité naturelle vis-à-vis des termites.

Tableau 3.9: résultats de l'essai de durabilité naturelle vis-à-vis des termites.

| Composite | | Taux de survie (%) | Cotation visuelle | | Perte de masse moyenne (%) | Remarques |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Désignation simplifiée | Désignation explicite | | Valeur de la cotation | Nombre d'échantil-lons ayant la cotation sur le total* | | |
| A | T_160_40% | 0 | 0 | 3 | 1,51 % | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| B | T_315_40% | 0 | 1 | 1 | 1,23 % | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| | | | 0 | 2 | | |
| C | T_630_40% | 0 | 0 | 3 | 1,38 % | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| D | T_1250_40% | 0 | 0 | 3 | 1,50 % | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| E | G_315_30% | 0 | 0 | 3 | 1,84 % | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| F | G_315_40% | 0 | 0 | 3 | 1,49 % | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| G | G_315_50% | 0 | 0 | 3 | 1,90 % | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| H | G_1250_50 % | 0 | 1 | 3 | 1,65 % | Activité des termites nulle après la 3ème semaine d'exposition |
| I | G_630_40% | 0 | 0 | 3 | 1,78 % | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| J | A_315_40% | 0 | 0 | 3 | 1,64 % | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| K | G_315_40% _3%Af | 0 | 0 | 3 | 1,50 % | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| L | G_315_40% _15%Af | | 0 | 3 | 2,10 % | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| M | | 0 | 1 | 1 | 2,53 % | |

| | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | G_315_40% _3%ch | | 0 | 2 | | Activité des termites nulle après la 2ème semaine d'exposition |
| Témoins (Aubier de Pin Sylvestre) | | 64,4 % 1N 1S | 4 | 5 | 19,01 % | 1N : 1 Nymphe ; 1S : 1 Soldat Essai valide car taux de survie > 50% et forte attaque des éprouvettes (cotation 4) |
| *total échantillons composites = 3 ; total échantillons témoins = 5 | | | | | | |

### 3.1.7. Propriétés des composites bois – PEBD (CBPl)

Les composites bois – PEBD (CBPl) sont caractérisés en vue de leur utilisation comme liant des autres constituants du matériau sandwich, objet principal du présent travail. Les résultats de l'évaluation des différentes propriétés du CBPl sont présentés dans le tableau 3.10. La comparaison des valeurs de chaque propriété sur l'ensemble des échantillons étudiés (CBPl_160, CBPl_315 et CBPl_630) montre de faibles écarts vraisemblablement dus aux faibles écarts de tailles de particules de bois, entre les classes granulaires des sciures utilisées.

#### 3.1.7.1. Propriétés physiques des CBPl

La masse volumique ne présente pas de variations sensibles (moins de 4 %) sur l'ensemble des échantillons même si une légère diminution est observée lorsque la taille des particules augmente. Sur l'ensemble, la masse volumique moyenne est 923,5 $kg.m^{-3}$.
Le taux d'absorption est faible (moins de 3 %) et le taux de gonflement en épaisseur (moins de 1 %) est négligeable pour tous les échantillons ; ces taux sont également plus faibles que ceux observés chez les CBPo. Ces faibles taux des CBPl sont en lien avec leur faible porosité (environ 20 %) qu'on explique par la technique de fabrication utilisée. Pendant le moulage des composites, l'état fluide de la matrice PEBD favorise la réduction de la porosité dans les CBPl, contrairement aux CBPo dont la matrice (colle de PSE) est très visqueuse et dont la pression de compactage n'était pas forcément optimale. Cette dernière est la pression qui confère une porosité minimale aux CBPo.

#### 3.1.7.2. Propriétés mécaniques des CBPl

Les comportements des CBPl pendant les essais mécaniques sont présentés sur les figures 2.23. En traction (figure 3.31-a) et en compression (figure 3.31-b), les CBPl présentent un comportement similaire à celui observé plus haut chez les CBPo sans fibre. Ce type de comportement est dicté par la matrice de nature thermoplastique et en forte teneur dans les composites. En flexion (figure 3.32), les CBPl montrent un comportement de type fragile, légèrement différent de celui des CBPo sans fibres qui inclut un petit domaine de plasticité.
Sur l'ensemble des échantillons, les valeurs des propriétés mécaniques sont proches, suivant la taille des particules de bois utilisées (tableau 3.10). En moyenne, en traction, le coefficient de Poisson est de 0,3, le module d'Young 985,7 MPa avec un écart de moins de 3 %. La contrainte maximum présente un écart de 21 % (entre 6,51 MPa pour CBPl_160 et 5,40 MPa pour le CBPl_315), mais la différence entre les valeurs de la propriété pour les trois échantillons n'est pas significative (ANOVA, au seuil de 5 %). La valeur du module moyen des CBPl est plus élevée que celle du PEBD (moins de 300 MPa, **Baïlon and Dorlot, 2005 ; Tasdemir, 2009**) ; comme attendu (**Kuruvilla et al., 1996 ; Guidigo et al., 2017**), la sciure de bois améliore la rigidité du CBPl. La contrainte maximum moyenne du CBPl est de l'ordre de grandeur de celle

du PEBD (5 à 25 MPa, **Baïlon and Dorlot, 2005**) et on peut donc dire que la sciure de bois n'a pas dégradé cette propriété.

En compression, on observe une légère diminution des valeurs de module d'Young et de contrainte maximum avec l'augmentation de la taille des particules de bois ; cependant, aucune différence significative n'est notée au seuil de 5 % selon l'ANOVA. Sur l'ensemble des échantillons, la valeur moyenne du module d'Young est 618,7 MPa et celle de la contrainte maximum, 11,9 MPa. On observe également que le module d'Young moyen en traction (985,7 MPa) est plus élevé qu'en compression (618,7 MPa) alors que la contrainte maximum moyenne en traction (5,80 MPa) est plus faible qu'en compression (11,9 MPa). Le composite est donc plus élastique et plus résistant en compression qu'en traction.

Les propriétés en flexion connaissent aussi une légère réduction, mais statistiquement non significative, avec l'augmentation de la taille des particules de bois. Cette tendance était attendue car déjà observée en traction et en compression. Sur les trois échantillons, la valeur moyenne du module d'Young est de 751,5 MPa et celle de la contrainte maximum de 5,93 MPa.

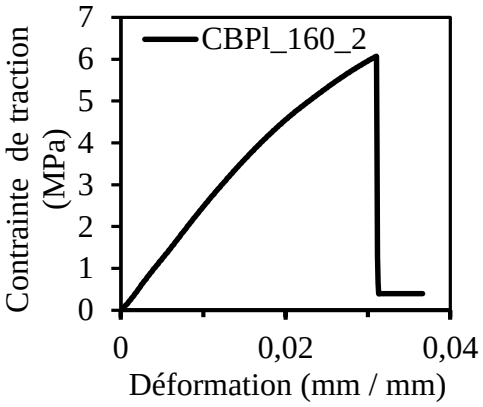



Figure 3.31-a

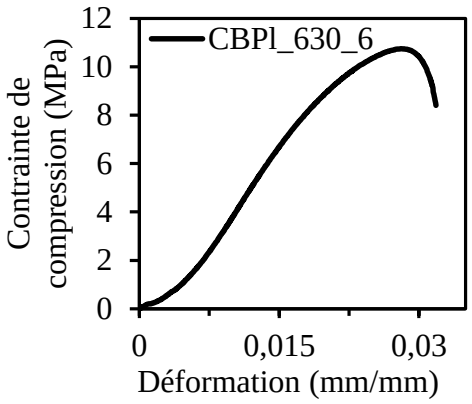



Figure 3.31-b

Figure 3.31: courbe-exemple contrainte – déformation des CBPl a) en traction et b) en compression.

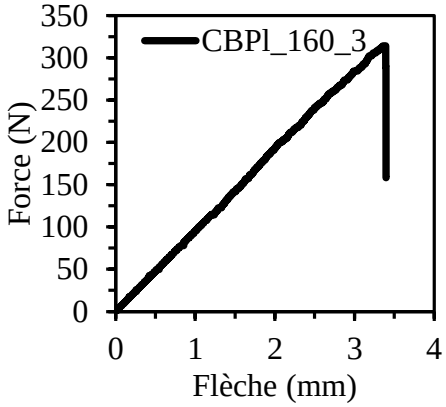



Figure 3.32: courbe-exemple force – déplacement des CBPl en flexion.

### 3.1.7.3. Propriétés thermo-physiques des CBPl

Comme pour les propriétés précédentes, les propriétés thermo-physiques diminuent faiblement quand la taille des particules de bois augmente (tableau 3.10). La conductivité thermique

moyenne des échantillons CBPl est de 0,211 $W.m^{-1}.°C^{-1}$ (pour un écart de moins de 12 %) et celle de l'effusivité thermique de 764 $J.s^{-1/2}.m^{-2}.K^{-1}$ (pour un écart de moins de 12 %). La valeur de la conductivité thermique est plus élevée que celle des CBPo mais du même ordre de grandeur que celle des bois durs (**Gérarrd et al., 2016**).

Tableau 3.10: propriétés des CBPl (composites bois – PEBD).

| Propriétés | | | Echantillons | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | | CBPl_160 | CBPl_315 | CBPl_630 |
| Propriétés physiques | Masse volumique ($kg.m^{-3}$) | | 940,5 (14,3) | 923,4 (13,9) | 906,7 (11,5) |
| | Porosité (%) | | 19,5 (1,2) | 20,9 (1,2) | 22,4 (1,0) |
| | Absorption après 24 h (%) | | 1,98 (0,17) | 2,09 (0,31) | 2,43 (0,49) |
| | Gonflement en épaisseur (%) | | 0,28 (0,06) | 0,26 (0,05) | 0,28 (0,04) |
| Propriétés mécaniques | Traction | Coefficient de Poisson | 0,30 (0,02) | 0,31 (0,02) | 0,30 (0,02) |
| | | Module d'Young (MPa) | 998,9 (101,5) | 981,2 (108,2) | 976,9 (63,5) |
| | | Contrainte maximum (MPa) | 6,51 (0,64) | 5,40 (0,38) | 5,51 (0,52) |
| | Compression | Module d'Young (MPa) | 655,3 (43,5) | 607,3 (78,3) | 593,4 (44,9) |
| | | Contrainte maximum (MPa) | 12,65 (0,98) | 11,84 (0,82) | 11,21 (1,09) |
| | Flexion | MOE (MPa) | 778,1 (78,6) | 771,7 (88,6) | 704,7 (67,7) |
| | | MOR (MPa) | 6,54 (0,71) | 5,85 (0,62) | 5,41 (0,55) |
| Propriétés thermo-physiques | Conductivité thermique ($W.m^{-1}.°C^{-1}$) | | 0,220 (0,009) | 0,215 (0,011) | 0,197 (0,009) |
| | Effusivité thermique ($J.s^{-1/2}.m^{-2}.K^{-1}$) | | 807,9 (43,2) | 760,8 (80,5) | 723,2 (46,1) |

### 3.1.8. Comparaison des propriétés des CBPo et CBPl à celles d'autres matériaux similaires.

Le tableau 3.11 présente les propriétés courantes (masse volumique, propriétés en flexion, conductivité thermique) des composites étudiés et celles de matériaux similaires pour comparaison. Dans la 1ème partie du tableau, sont présentées les plus faibles et les plus fortes valeurs des propriétés des CBPo et CBPl, puis dans la 2ème partie, les valeurs des propriétés de matériaux homologues.

La masse volumique mesurée des CBPo varie de 518,0 à 925,0 $kg/m^3$ et est de 923,5 $kg/m^3$ pour le CBPl, soit des valeurs du même ordre de grandeur que celle de plusieurs composites comme ceux LPC fabriqués à base de fibres de palmier dattier et de polystyrène étudiés par **Masri *et al.* (2018)**, le MDF de **Binhussain et El-Tonsy (2013**), les panneaux de particules DPCC de **Khedari *et al*. (2004)**, le bois de pin (**Xu et al., 2004**), etc. En revanche, ces valeurs sont moins élevées que celles des composites à base de bois de Teck et de polyester élaboré par **Patel et Rawat (2017)**, mais elles sont plus élevées que celles du bois tendre (**Binhussain et El-Tonsy, 2013**).

Les propriétés mécaniques des CBPo varient très largement dans l'ensemble (0,105 - 2,263 GMPa pour le MOE ; 0,25 – 10,64 MPa pour le MOR) contrairement à la conductivité

thermique qui varie de 0,091 à 0,148 $W.m^{-1}.°C^{-1}$. Les valeurs les plus élevées du MOE et du MOR de la plupart des CBPo mentionnés dans le tableau 3.11 (G_7MPa, G_100°C, T_100°C, A_100°C et G_315_40%_2%ch) sont bien plus élevées que celles du CBPl tandis que les valeurs de conductivité thermique des CBPo lesplus élevées sont plus faibles que celle du CBPl. Les CBPo mentionnés dans le tableau 3.11 (exceptés G_1MPa et G_1250_50%) présentent de meilleures propriétés aussi bien mécaniques que thermiques comparées aux LPC de **Masri et al. (2018)**, mais voisines des propriétés des panneaux de particules DPCC de **Khedari et al. (2004).** Les différentes propriétés du composite G_315_40%_2%ch sont du même ordre de grandeur que celles des MDF (**Binhussain et El-Tonsy, 2013**). La plupart des CBPo en liste présentent des propriétés mécaniques (MOR) spécifiques plus élevées que les composites élaborés par **Patel et Rawat (2017**).

Le composite G_1250_50% (0,091 $W.m^{-1}.°C^{-1}$) le plus poreux et léger constitue le meilleur isolant thermique, suivi du G_100°C (0,120 $W.m^{-1}.°C^{-1}$), en se référant à la norme ANSI A 208.1, 1999. Il est plus isolant que tous les composites homologues recensés, à l'exception des panneaux de particules KC de **Xu et al. (2004**) qui présente une plus faible conductivité thermique (0,051 – 0,058 $W.m^{-1}.°C^{-1}$). Sur l'ensemble, la plupart des propriétés de beaucoup de variantes de CBPo satisfont les exigences de la norme ANSI A 208.1, 1999. Cependant, les valeurs du MOR sont relativement faibles. Il est possible d'améliorer cette propriété en utilisant des techniques de traitement (voie chimique, par exemple) des constituants hydrophiles (bois et fibres).

Sur la base des propriétés étudiées, des possibilités de substitution des composites étudiés (CBPo et CBPl) aux différents matériaux indiqués ci-dessus sont donc envisageables dans diverses applications.

Tableau 3.11: Propriétés comparées des CBPo et CBPl à celles d'autres matériaux similaires.

| Composites | Masse Volumique ($kg / m^3$) | MOE (GPa) | MOR (MPa) | Conductivité thermique ($W.m^{-1}.°C^{-1}$) |
|---|---|---|---|---|
| G_1MPa | / | 0,105 | 0,25 | / |
| G_1250_50% | 518,0 (12) | 0,298 | 1,60 | 0,091 (0,011) |
| G_7MPa | 758,3 (16,8) | 1,352 (0,067) | 7,82 (0,99) | 0,139 (0,007) |
| G_100°C | 634,1 (16) | 1,213 (0,108) | 6,76 (0,31) | 0,120 (0,010) |
| T_100°C | 786,8 (12,8) | 1,745 (0,193) | 6,77 (0,78) | 0,137 (0,006) |
| A_100°C | 925,0 (9,7) | 2,263 (0,250) | 8,93 (0,87) | 0,148 (0,008) |
| G_315_40%_2%ch | 643 (27,6) | 1,933 (0,100) | 10,64 (0,74) | 0,122 (0,010) |
| CBPl | 923,5 | 751,5 | 5,93 | 0,211 |
| LPC (Masri et al., 2018) | 542 – 824 | 0,12 – 0,76 | 0,43 – 2,96 | 0,112 – 0,159 |
| MDF (medium density fiberboard), Binhussain et El-Tonsy (2013). | 650 - 790 | 1,35 - 2,5 | 9,5 - 22 | 0,100 – 0,180 |
| Composites Teck/polyester (composites moulés à froid, 20% colophane / 5-20% bois de Teck / polyester), (Patel et Rawat, 2017). | 1045 - 1107 | / | 5,90 - 7,34 | / |
| Panneau de particules | 690 | / | / | 0,097 |

| | | | | |
|---|---|---|---|---|
| (Xu et al., 2004) | | | | |
| Hardboard (Xu et al., 2004) | 890 | / | / | 0,126 |
| Panneau de particules DPCC (Khedari et al., 2004) | 288 – 910 | 0,084 – 2,24 | 0,69 – 43,15 | 0,073 – 0,134 |
| Bois de Pin (Xu et al., 2004) | 450 – 630 | / | / | 0,151 |
| Bois tendre (Binhussain et El-Tonsy, 2013). | 470 | / | / | 0,12 – 0,29 |
| Bois dur (Binhussain et El-Tonsy, 2013) | 660 | / | / | 0,12 – 0,29 |
| Panneaux de particules KC (Xu et al., 2004) | 100 – 300 | 0,3 | 1,1 | 0,051 – 0,058 |
| Norme ANSI A 208.1, 1999. | 550 | 550 | 10 | 0,120 |

### 3.1.9. Mesures environnementales pour une production industrielle des composites CBPo et CBPl

Le séchage constitue une technique intéressante qui contribue à l'amélioration des propriétés des CBPo. Il consiste à faire évaporer le solvant des composites. Cependant, l'évaporation du solvant représente une source d'émission de composés organiques volatiles (COV). Dans une perspective de production industrielle, l'élimination de ces COV est indispensable non seulement pour la mise en œuvre de bonnes conditions d'hygiène et de sécurité mais également pour la préservation de l'environnement pour réduire les gaz à effet de serre. Dans ce sens, les auteurs du présent travail envisagent les solutions suivantes à mettre en œuvre sur la chaîne de fabrication des CBPo, celle-ci étant constituée principalement des étapes de préparation de la colle, préparation du composite, pré-séchage du composite, moulage et séchage des plaques. Pour l'hygiène et la sécurité des personnes, le port de masques appropriés dans les locaux de la chaîne de fabrication est indispensable. Aussi, en raison du caractère inflammable du solvant, toutes sources de flamme à l'intérieur ou dans le voisinage des locaux sont à proscrire. En ce qui concerne la préservation de l'environnement, la mise en place d'un système de collecte / élimination des COV est fortement recommandée. A ce titre, il peut être utilisé une hotte ou tout système d'aspiration des émissions aux différentes étapes de la chaîne de fabrication, associé à un système de ventilation des lieux de travail aménagés quasiment en vase clos. Un système assurant le recyclage, ou à défaut la combustion des COV captés doit être installé à la suite du système d'aspiration, pour permettre leur élimination.

Comme le procédé de fabrication des CBPo, la technique utilisée dans le présent travail pour la production des CBPl vise à donner une réponse locale au problème crucial d'élimination des déchets. Mais, cette technique engendre des émissions de gaz préjudiciables à l'organisme huamin et à l'environnement. Des travaux d'amélioration du procédé sont en cours dans le Laboratoire d'Energie et de Mécanique Appliquée (LEMA) et visent l'élimination de ces gaz ; on cherche à canaliser et à brûler ces gaz d'échappement pendant la fabrication des composites.

## 3.2. Propriétés de la partie interne du rachis de *Raphia hookeri* (PIRR)

### 3.2.1. Propriétés anatomiques de la PIRR

Les images issues de l'observation microscopique d'une section transversale de la PIRR, sont présentées ci-dessous (photos 3.6). La photo 3.6-a montre que la PIRR est constituée de vaisseaux régulièrement distribués dans la section. La photo 3.6-b montre que chaque vaisseau est circonscrit par le métaxylème. Ce dernier est entouré du sclérenchyme (nature fibreuse) en forme d'anneau excentré par rapport au vaisseau. La région extérieure au vaisseau est remplie de parenchyme en très grande quantité. La structure anatomique de la PIRR se révèle très proche de celle de la partie interne du rachis de *Raphia matombe* étudiée par **Lautenschläger et al. (2019).**

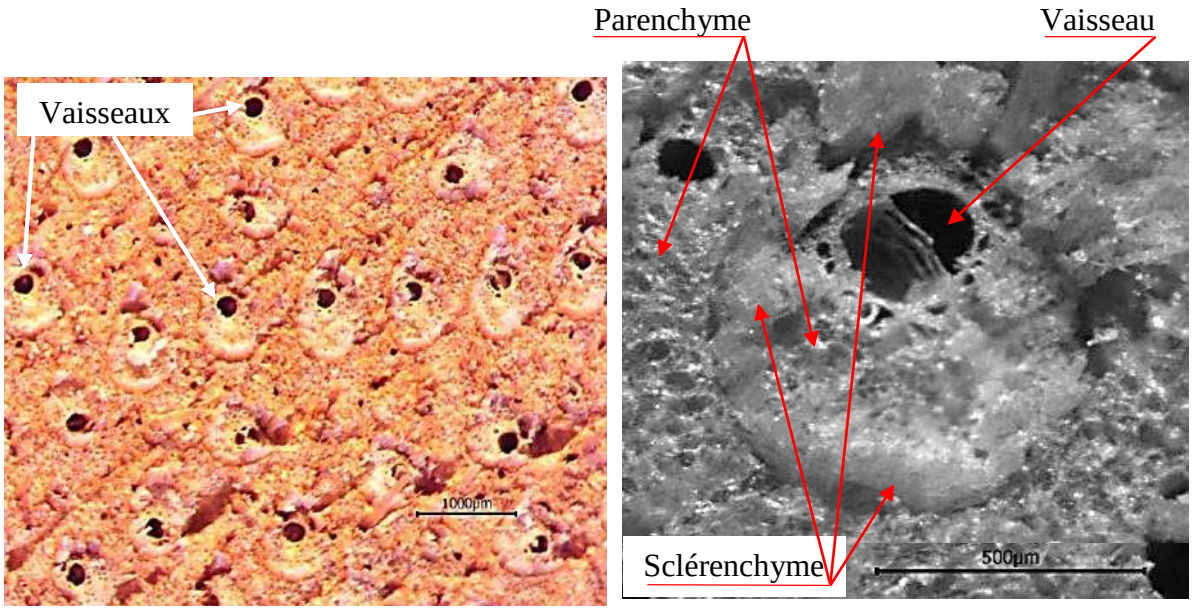



Photo 3.6-a Photo 3.6-b

Photo 3.6: coupe transversale de la PIRR*R*, vue au microscope optique, montrant a) la répartition des vaisseaux et b) la structuration d'un vaisseau.

### 3.2.2. Propriétés physiques de la PIRR

Le profil de la teneur en eau des rachis à l'état vert est représenté sur la figure 3.33. On observe que de la base vers l'apex, cette teneur en eau décroît de 275,4 % à 120,4 % avec la position, puis se stabilise à partir de la position 5. On explique cette forte teneur en eau à la base par l'effet de la gravité qui fait accumuler plus d'eau dans les vaisseaux à la base que vers l'apex (sommet). On observe également que les dispersions de l'humidité diminuent de la base des rachis vers l'apex. Cette observation s'explique par le fait que les rachis collectés ont des degrés de maturité variés se manifestant par des dimensions de section et longueurs variées (par exemple, les longueurs varient entre 6 m et 8 m). Différents rachis de degrés de maturité variés présenteront alors des propriétés différentes pour une même position en longueur. Ainsi, les échantillons d'une même position sont plus hétérogènes vers la base des rachis que vers l'apex, deux rachis de longueurs voisines ayant des degrés de maturité proches.

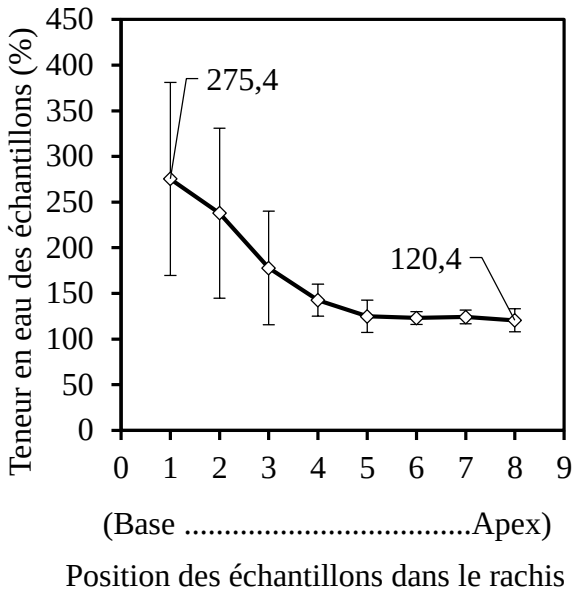



Figure 3.33: évolution de la teneur en eau le long des rachis.

Les essais physiques effectués sur la PIRR concernent l'humidité maximum, les masses volumiques basale et anhydre, et les retraits totaux volumiques et linéaires. Les résultats de ces essais sont présentés dans le tableau 3.12. L'humidité maximum a été déterminée après immersion des échantillons dans de l'eau jusqu'à masse constante. On observe que le matériau présente une forte humidité maximum moyenne (près de 400 %) avec une forte dispersion (coefficient de variation = 19,5 %). Il a une faible masse volumique (valeur moyenne de l'ordre de 150 $kg.m^{-3}$ pour la basale et 160 $kg.m^{-3}$ pour l'anhydre) de même ordre de grandeur que celle du balsa (163 $kg.m^{-3}$, **Borrega et Gibson, 2015 ; Gérard et al., 2016**). La figure 3.34-a montre que l'humidité maximum et la masse volumique anhydre sont corrélées ($R^2$ = 0,69). On peut comprendre ces résultats car la PIRR a une forte porosité (90 %, en moyenne) et, la masse volumique et l'humidité maximum que peut contenir un matériau sont liées à la porosité à l'intérieur de celui-ci. La forte proportion de parenchyme et de vaisseaux explique le niveau de porosité de la PIRR.

Contrairement à l'humidité maximum, il n'y a pas de lien entre les différents retraits totaux et la masse volumique (faible valeur de $R^2$, figures 3.4-b, c et d). Le retrait volumique total moyen (9,36 %) est un peu plus élevé que celui de balsa (7,14 %, **Gérard et al., 2016**) ; le retrait total moyen suivant la direction R (4,03 %) est également plus grand que le retrait total radial du balsa (2,2 %) mais le retrait suivant la direction T (5,05 %) est du même ordre de grandeur que celui de l'espèce de bois (5,2 %). Comme pour le bois, le retrait longitudinal (suivant L) est négligeable. Globalement, on peut dire que la PIRR a des propriétés physiques proches de celles du bois de balsa. Comparé aux résultats (126 à 256 % pour l'humidité et pour la masse volumique) obtenus par **Lautenschläger et al. (2019)** sur le rachis du *Raphia matombe*, on remarque que l'humidité des rachis à l'état vert et la masse volumique anhydre des deux espèces sont très proches. Ces résultats étaient attendus car ces espèces présentent des structures anatomiques très proches.

Tableau 3.12: propriétés physiques de la PIRR.

| | Taux d'humidité maximum (%) | Masse volumique basale ($kg.m^{-3}$) | Masse volumique anhydre ($kg.m^{-3}$) | Retrait volumique total (%) | Retrait total suivant T (%) | Retrait total suivant R (%) | Retrait total suivant L (%) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Moy | 396,2 | 147,4 | 161,2 | 9,36 | 5,05 | 4,03 | 0 |
| SD | 77,4 | 24,0 | 26,1 | 1,92 | 1,07 | 0,96 | 0 |
| CV | 19,5 | 16,27 | 16,19 | 20,47 | 21,14 | 23,71 | - |
| Min | 236,3 | 122,4 | 132,9 | 6,18 | 3,08 | 2,33 | 0 |
| Max | 537,5 | 206,7 | 219,5 | 14,08 | 7,53 | 6,06 | 0 |

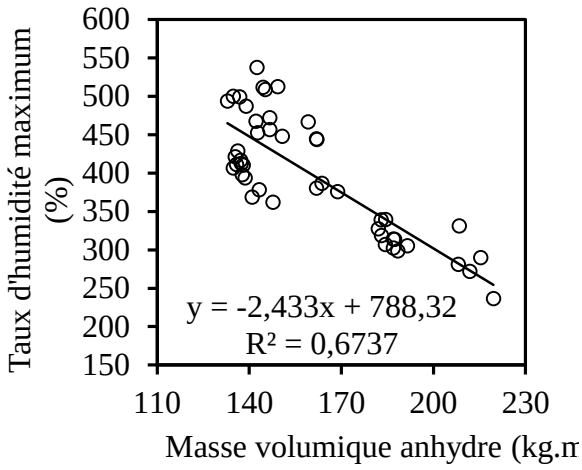



Figure 3.34-a

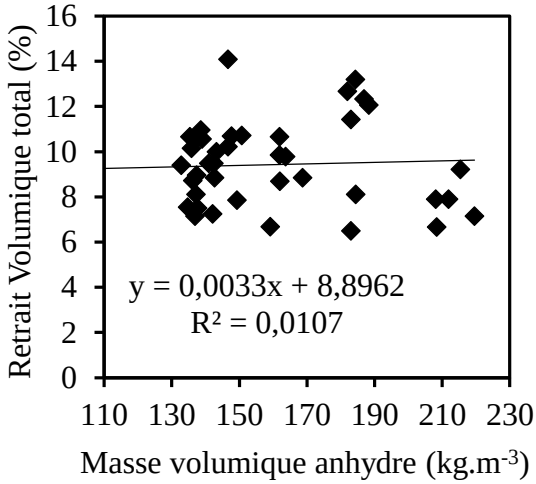



Figure 3.34-b

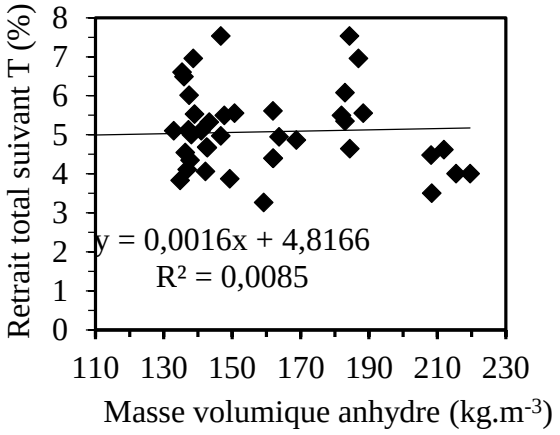



Figure 3.34-c

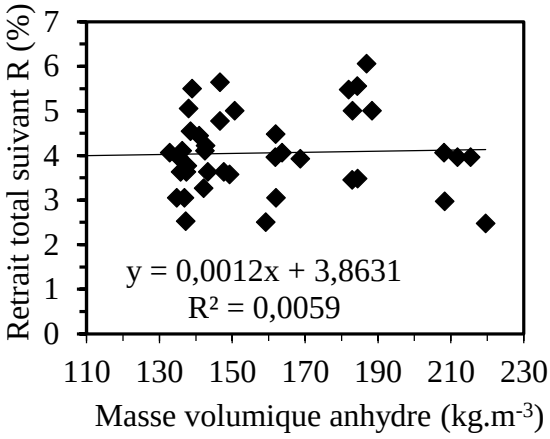



Figure 3.34-d

Figure 3.34: influence de la masse volumique de la PIRR sur a) taux d'humidité maximum, b) le retrait volumique total, c) le retrait total suivant T et d) le retrait total suivant R.

### 3.2.3. Propriétés mécaniques de la PIRR

#### 3.2.3.1. Propriétés de la PIRR en flexion

Le comportement de la PIRR pendant l'essai de flexion est présenté sur les figures 3.35. De la figure 3.35-a à la figure 3.35-c, on observe que le matériau a un comportement linéaire pour des valeurs de charges inférieures à 300 N, vraisemblablement caractéristique d'un domaine de déformation élastique. Ensuite, pour les charges supérieures à 300 N, il présente différents comportements caractéristiques de déformation plastique. Trois différents comportements plastiques associés à trois modes de rupture, ont été observés. La figure 3.35-a en montre un, caractérisé par une déformation hétérogène et une rupture transversale par traction de nappes de fibres "en cascade" (photo 3.7-a). La figure 3.35-b montre un autre comportement, quasi-homogène associé à une rupture transversale par traction de fibres "unitaires" (photo 3.7-b). Un dernier comportement (figure 3.35-c) caractérisé par un domaine plastique quasi-homogène et une rupture en cisaillement longitudinal (photo 3.7-c). Cette diversité de comportements plastiques et de modes de rupture pourrait s'expliquer par la constitution du matériau, décrite précédemment du point de vue anatomique. Ce matériau (la PIRR) est assimilable à un composite unidirectionnel formé de matrice (parenchyme, tissu de remplissage de faible résistance mécanique) dans laquelle sont noyées des fibres (sclérenchyme).

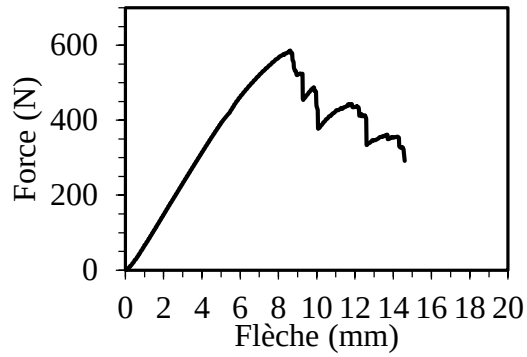



Figure 3.35-a

Photo 3.7-a

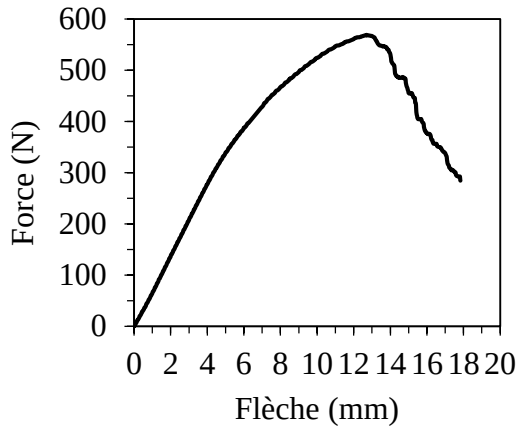



Figure 3.35-b

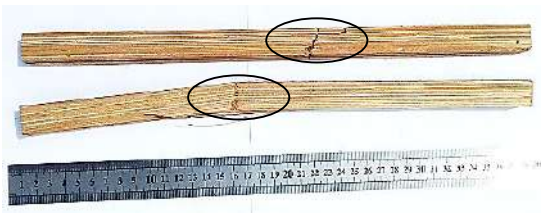


Photo 3.7-b

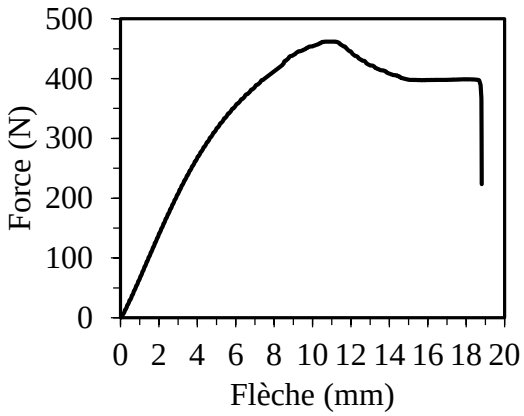



Figure 3.35-c

Figure 3.35: comportement de la PIRR en flexion, caractérisée par a) une déformation plastique hétérogène, b) une déformation plastique quasi-homogène et c) une déformation de type ductile.

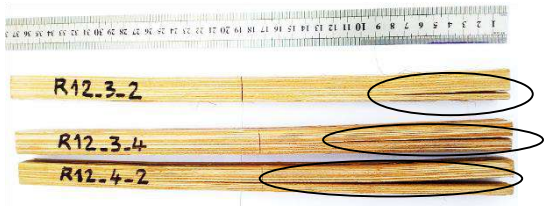



Photo 3.7-c

Photos 3.7: modes de rupture des échantillons de PIRR, a) rupture transversale hétérogène (en traction) de nappes de fibres "en cascade", b) rupture transversale quasi-homogène de fibres "unitaires" en traction et, c) rupture en cisaillement longitudinal.

Les valeurs des propriétés (à 12 % d'humidité) obtenues au terme de l'essai de flexion (méthode destructive) et de BING (méthode non destructive) sont présentées dans le tableau 3.13. La comparaison des moyennes à l'aide du test T de Student (seuil de 5 %), montre qu'il n'y a pas de différence significative entre les valeurs des modules d'élasticité selon les deux méthodes, ce qui valide les mesures effectuées. Le matériau a un module d'élasticité de 2225,2 MPa, une contrainte maximum de 19,1 MPa et un module de cisaillement de 141,7 MPa. La faible valeur du module de cisaillement s'explique par le fait que le cisaillement longitudinal est principalement repris par le parenchyme aux propriétés mécaniques faibles mais en forte proportion dans la PIRR. Les valeurs des différentes propriétés en flexion sont fortement dispersées autour des moyennes (coefficient de variation supérieur à 15 % pour toutes les propriétés), en raison des différences de maturité des échantillons. Cependant, comme pour le bois, ces propriétés sont en lien avec la masse volumique. De la figure 3.36-a à la figure 3.36-d, on observe que la contrainte maximum, les modules d'élasticité (flexion 4 points et BING) et le module de cisaillement sont corrélés avec la masse volumique. De fortes densités présagent donc de bonnes propriétés mécaniques de la PIRR. Comparé à la valeur obtenue par **Lautenschläger et al. (2019)** (2,5 GPa) pour la partie interne du rachis du *R. matombe* et en prenant en compte les dispersions autour de la moyenne pour la PIRR, on peut dire que les modules d'élasticité des deux matériaux en flexion sont du même ordre de grandeur. En revanche, les propriétés spécifiques du balsa sont plus élevées que celles de la PIRR.

Tableau 3.13: propriétés de la PIRR en flexion (valeurs à 12 % d'humidité).

| Masse volumique ($kg.m^{-3}$) | Essai de flexion 4 points | | BING | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | Contrainte maximum (MPa) | Module d'élasticité en flexion 4 points (MPa) | Module d'élasticité Timoshenko (MPa) | Module de cisaillement Timoshenko (MPa) | Module d'élasticité spécifique Timoshenko (MPa) |

| | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| Moyenne | 167,9 | 19,1 | 2136,3 | 2225,2 | 141,7 | 13 253,1 |
| Ecart-type | 25,4 | 6,1 | 567,9 | 616,5 | 27,6 | - |
| CV | 15,1 | 32,0 | 26,6 | 27,7 | 19,5 | - |
| Maximum | 213,9 | 30,6 | 3106,2 | 3364,0 | 192,0 | 14 521,7 |
| Minimum | 128,5 | 9,4 | 1369,2 | 1388,0 | 98,0 | 10 655,3 |

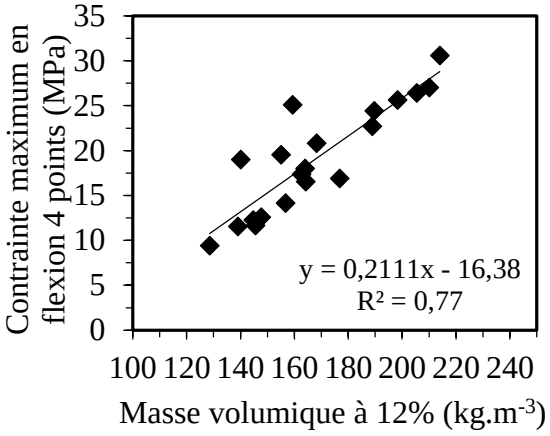



Figure 3.36-a

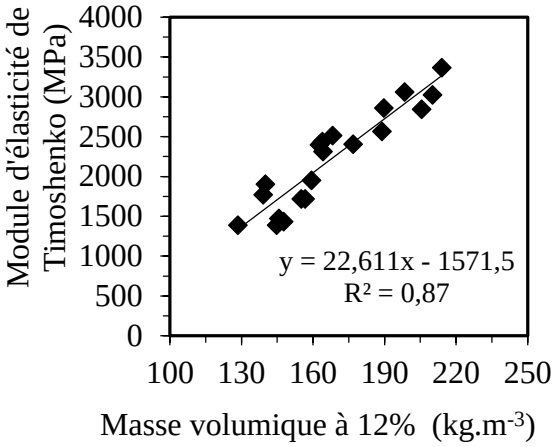



Figure 3.36-b

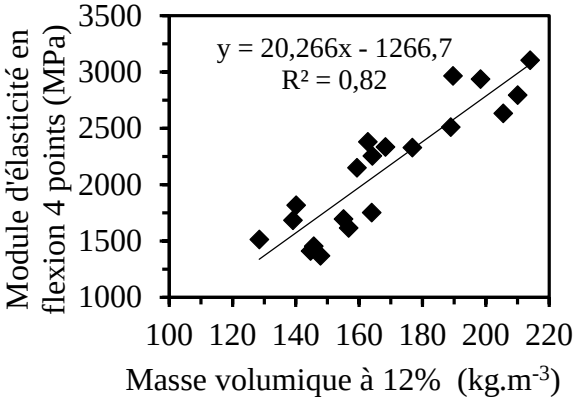



Figure 3.36-c

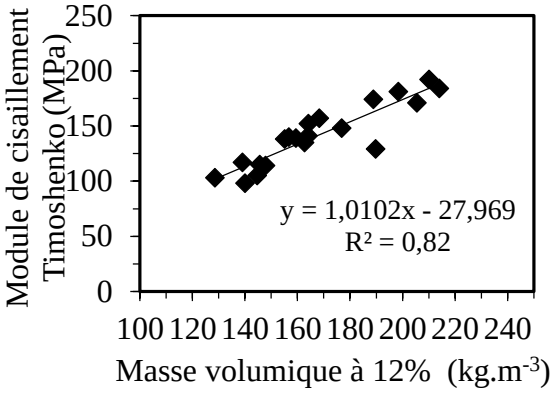



Figure 3.36-d

Figure 3.36: influence de la masse volumique de la PIRR sur a) la contrainte maximum de flexion, b) le module d'élasticité BING, c) le module d'élasticité en flexion 4 points et d) le module de cisaillement.

### 3.2.3.2. Propriétés de la PIRR en compression

Les essais de compression ont été réalisés dans le sens des fibres (compression longitudinale) et dans le sens transverse (compression transversale).

En compression longitudinale, la PIRR présente un comportement comparable à celui des composites bois – thermoplastique mais avec un large domaine de plasticité en plateau (figure 3.37-a). La zone en plateau correspond à l'écrasement des extrémités des éprouvettes lors de l'essai. En compression transversale, la zone de plasticité qui se présente après le domaine

linéaire, se caractérise par des contraintes croissantes et correspond à un entassement du matériau pendant l'essai (3.37-b).

Les valeurs des propriétés obtenues sont présentées dans le tableau 3.14. On observe que la PIRR a un module d'élasticité dans le sens des fibres (512,6 MPa) plus de 10 fois plus grand que dans le sens transverse (47,8 MPa). Cette tendance est également observée au niveau des contraintes. Le parenchyme est responsable des faibles valeurs de propriétés du matériau dans le sens transverse. Comme dans le cas de la flexion, de fortes corrélations ($R^2 > 0,68$) sont observées entre les propriétés en compression longitudinale et transverse, et la masse volumique (figure 3.38-a à figure 3.38-d).

Les valeurs des propriétés en compression longitudinale sont plus faibles que celles présentées par le matériau en flexion (module 4 fois plus faible et, contrainte 2 fois plus faible). Ces grands écarts présagent de bonnes propriétés élastiques de la PIRR en traction.

Contrairement aux propriétés en flexion, la contrainte maximum de la PIRR est du même ordre de grandeur (toutes dispersions considérées) que celle du balsa (11 MPa, **Gérard et al., 2016**).

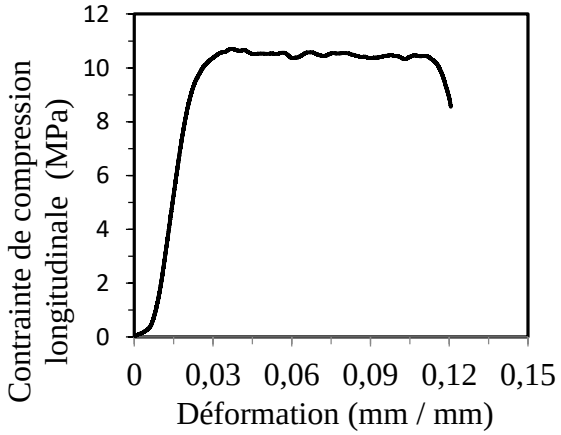



Figure 3.37-a

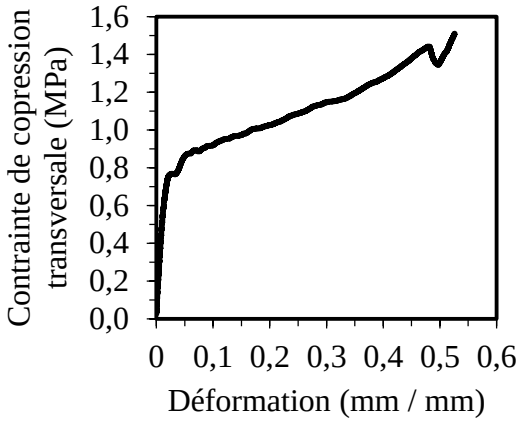



Figure 3.37-b

Figure 3.37: courbe contrainte – déformation en a) compression longitudinale et b) compression transversale.

Tableau 3.14: propriétés de la PIRR en compression (valeurs à 12 % d'humidité).

| | Masse volumique ($kg.m^{-3}$) | Compression longitudinale | | Compression transversale | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | Module d'élasticité (MPa) | Contrainte maximum (MPa) | Module d'élasticité (MPa) | Contrainte à la limite élastique (MPa) |
| Moyenne | 167,9 | 512,6 | 8,6 | 47,8 | 1,5 |
| Ecart-type | 25,4 | 139,3 | 2,2 | 5,4 | 0,4 |
| CV | 15,1 | 27,2 | 25,0 | 11,4 | 26,1 |
| Maximum | 213,9 | 701,6 | 12,1 | 55,5 | 2,3 |
| Minimum | 128,5 | 301,3 | 5,2 | 37,8 | 1,0 |

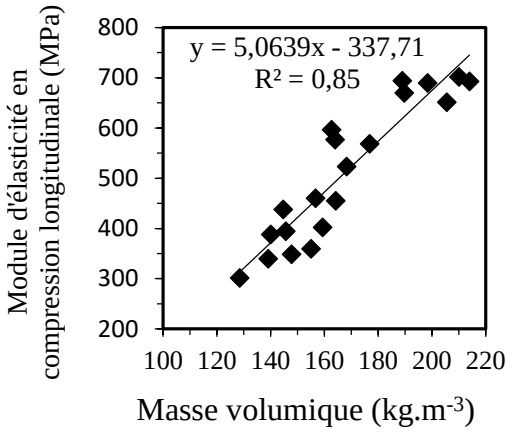



Figure 3.38-a

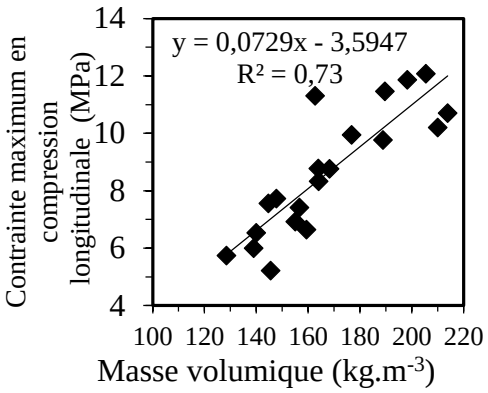



Figure 3.38-b

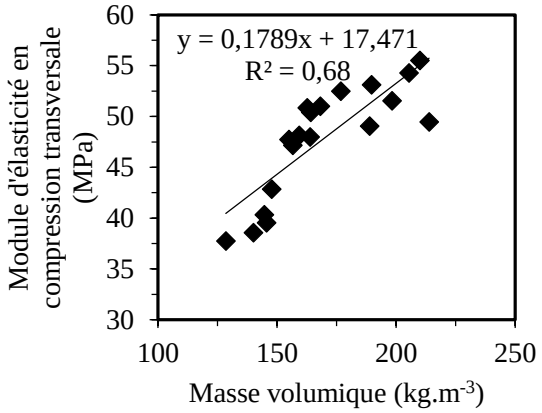



Figure 3.38-c

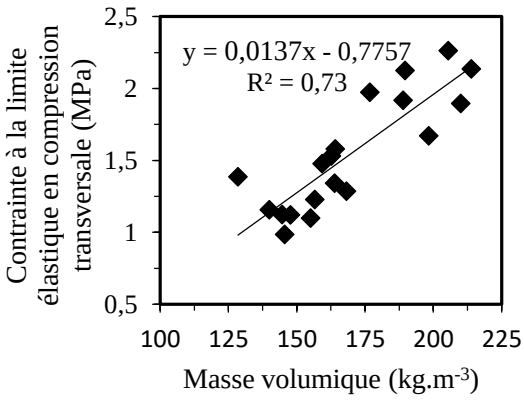



Figure 3.38-d

Figure 3.38: influence de la masse volumique de la PIRR sur a) le module d'élasticité en compression longitudinale, b) la contrainte maximum en compression longitudinale, c) le module d'élasticité en compression transversale et d) la contrainte à la limite élastique en compression transversale.

### 3.2.4. Propriétés thermo-physiques de la PIRR

Le tableau 3.15 présente les valeurs de propriétés thermo-physiques mesurées. On observe que la PIRR a de faibles valeurs de conductivité (0,061 $W.m^{-1}.K^{-1}$) et d'effusivité thermique (210,6 $J.s^{-1/2}.m^{-2}.K^{-1}$). Sa conductivité thermique est du même ordre de grandeur que celle obtenue par **Alausa et al. (2011)** sur la même partie de l'espèce *R. hookeri* originaire du Nigéria (0,056 $W.m^{-1}.K^{-1}$) et elle est plus faible que celle du bois de balsa (0,07 $W.m^{-1}.K^{-1}$, **Gérard et al., 2016**). Comme pour les propriétés physiques et mécaniques, les propriétés thermo-physiques de la PIRR sont dispersées autour des moyennes (coefficient de variation, 15 % environ). Les différences de maturité entre les échantillons expliquent ces dispersions.

Les faibles valeurs des propriétés thermo-physiques obtenues traduisent de bonnes aptitudes de la PIRR à l'isolation thermique dans les constructions.

Tableau 3.15: propriétés thermo-physiques de la PIRR.

| | Conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$) | Effusivité thermique ($J.s^{-1/2}.m^{-2}.K^{-1}$) | Masse volumique ($kg.m^{-3}$) | Conditions de mesure | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | | | Température du milieu | Taux d'humidité des échantillons |
| Moyenne | 0,061 | 210,6 | 168,4 | 25 °C | 13 - 15 % |
| Ecart-type | 0,010 | 30,6 | 20,2 | | |
| CV | 15,8 | 14,5 | 12,0 | | |
| Maximum | 0,073 | 257,8 | 205,4 | | |
| Minimum | 0,048 | 172,5 | 144,6 | | |

## 3.3. Propriétés du matériau sandwich élaboré

### 3.3.1. Propriétés physiques du matériau sandwich

#### 3.3.1.1. Masse volumique du matériau sandwich

Les résultats de mesure de la masse volumique du matériau sandwich élaboré sont présentés sur la figure 3.39. On observe que les panneaux tri-couches (panneaux sans inclusion) sont plus lourds que les panneaux sandwichs (panneaux avec inclusions en PIRR). Le panneau le plus lourd est le panneau tri-couche P_0_67_X1_ép.24 (816,0 $kg.m^{-3}$) et le plus léger est le panneau sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 (519,1 $kg.m^{-3}$). Le panneau sandwich le plus lourd (720,0 $kg.m^{-3}$) est plus léger que le CBPl (940,5 $kg.m^{-3}$) qui en est le constituant le plus lourd ; quant au panneau sandwich le plus léger, il reste plus léger que les deux composites bois plastiques (CBPo et CBPl) qui le constituent. Sur l'ensemble des échantillons, on observe que le CBPo et la PIRR allègent les panneaux ; on explique ces résultats par la règle de mélange.

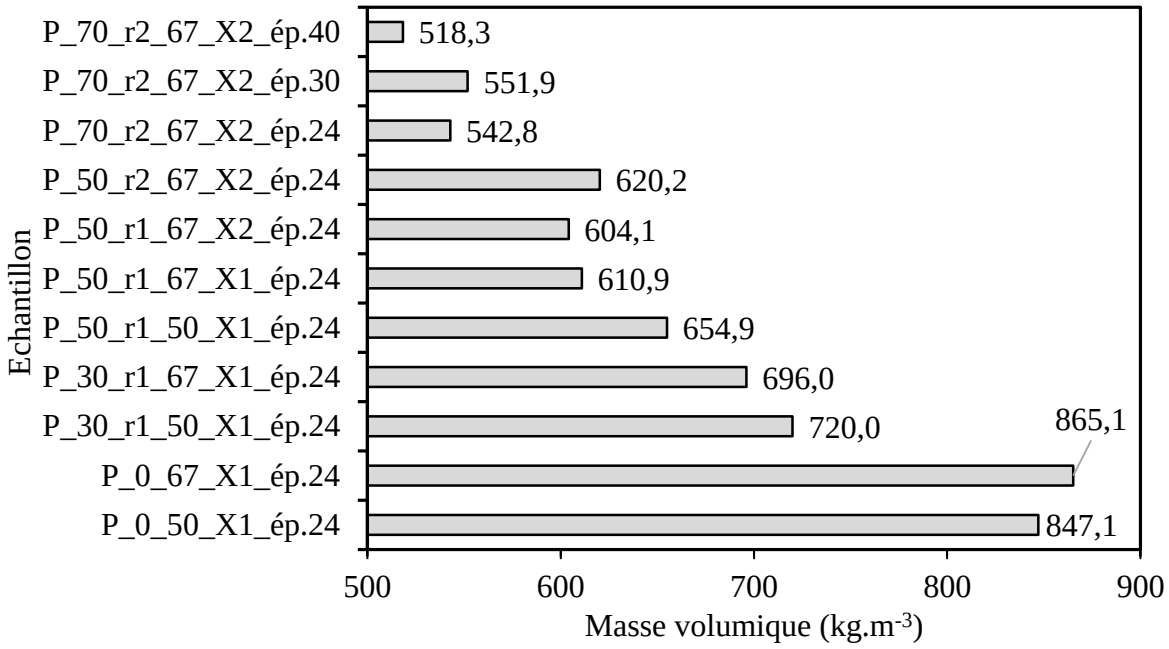



Figure 3.39: masse volumique des panneaux tri-couches et sandwichs.

### 3.3.1.2. Taux d'absorption d'eau et de gonflement en épaisseur du matériau sandwich

Les résultats de l'étude de l'absorption d'eau et du gonflement en épaisseur des panneaux tri-couches et sandwichs sont présentés sur les figures 3.40 à 3.44. La figure 3.40 montre l'évolution du taux d'absorption d'eau avec le temps. On observe que tous les panneaux ont le même comportement ; ils absorbent très rapidement de l'eau dans les 24 heures après leur immersion, ensuite le taux d'absorption diminue jusqu'à se stabiliser après 8 jours. Ce comportement des panneaux est similaire à celui du sandwich à base du bois de pin d'Alep et de liège aggloméré étudié par **Lakreb (2015).** Les taux d'absorption après 2 h, 24 h d'immersion et à saturation, sont présentés sur la figure 3.41. D'après cette figure, on observe comme attendu, que pour tous les panneaux, les taux d'absorption maximum sont plus élevés que les taux après 24 h qui sont, eux aussi, supérieurs aux taux après 2 h d'immersion. On constate également que les panneaux contenant une proportion élevée en CBPl (P_0_67_X1_ép.24, P_30_r1_67_X1_ép.24) ont un taux d'absorption plus faible comparés à leurs homologues (P_0_50_X1_ép.24, P_30_r1_50_X1_ép.24, respectivement) qui n'en contiennent pas. On explique ces résultats par le fait que le CBPl a un taux d'absorption plus faible que celui des autres constituants du matériau sandwich. En revanche, les panneaux qui contiennent des proportions élevées de PIRR (P_30_r1_50_x1_ép.24, P_50_r1_50_x1_ép.24) présentent des taux d'absorption d'eau plus élevés. La forte porosité de la PIRR explique cette tendance. La réduction du taux d'absorption des panneaux P_70_r2_67_X2_ép.24 par rapport à celui des panneaux P_50_r1_50_X1_ép.24 pendant que la proportion de PIRR a augmenté de 50 % à 70 %, est principalement due à une plus grande proportion de CBPl (à faible taux d'absorption) dont le taux est passé de 50 % à 67 %. Globalement, le taux d'absorption après 24 h est compris entre 9,54 % et 23,61 %. La tendance observée dans le cas de l'absorption d'eau est également constatée au niveau du gonflement en épaisseur des panneaux. On peut remarquer sur la figure 3.42 que le taux de gonflement augmente vite dans les 24 h après l'immersion, puis moins vite jusqu'à stabilisation après 6 jours environ. On peut aussi constater l'influence de la proportion de CBPl et de PIRR sur les taux de gonflement (figure 3.43) qui suit globalement la même tendance que dans le cas des taux d'absorption d'eau. Dans l'ensemble, le taux de gonflement maximum des échantillons reste faible (moins de 5 %).

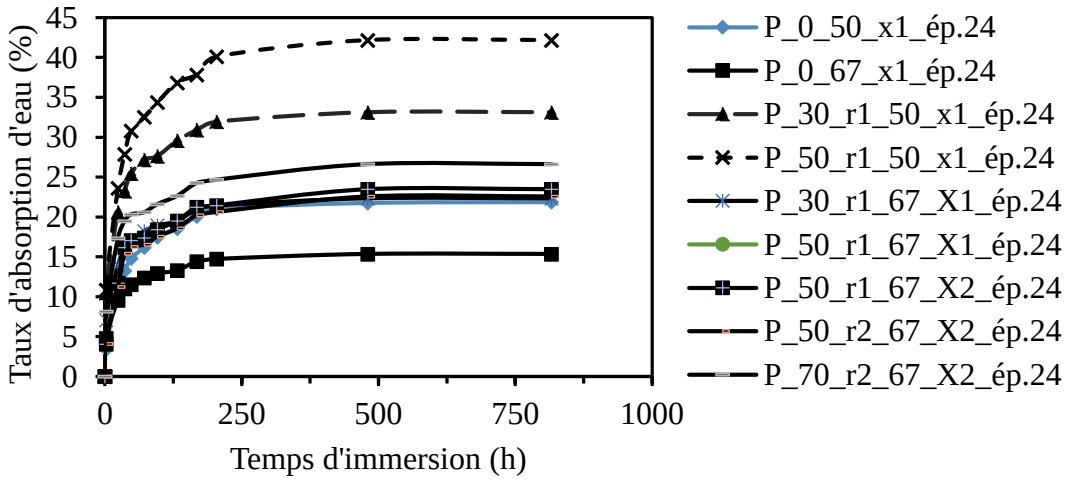



Figure 3.40: évolution du taux d'absorption d'eau des panneaux avec le temps.

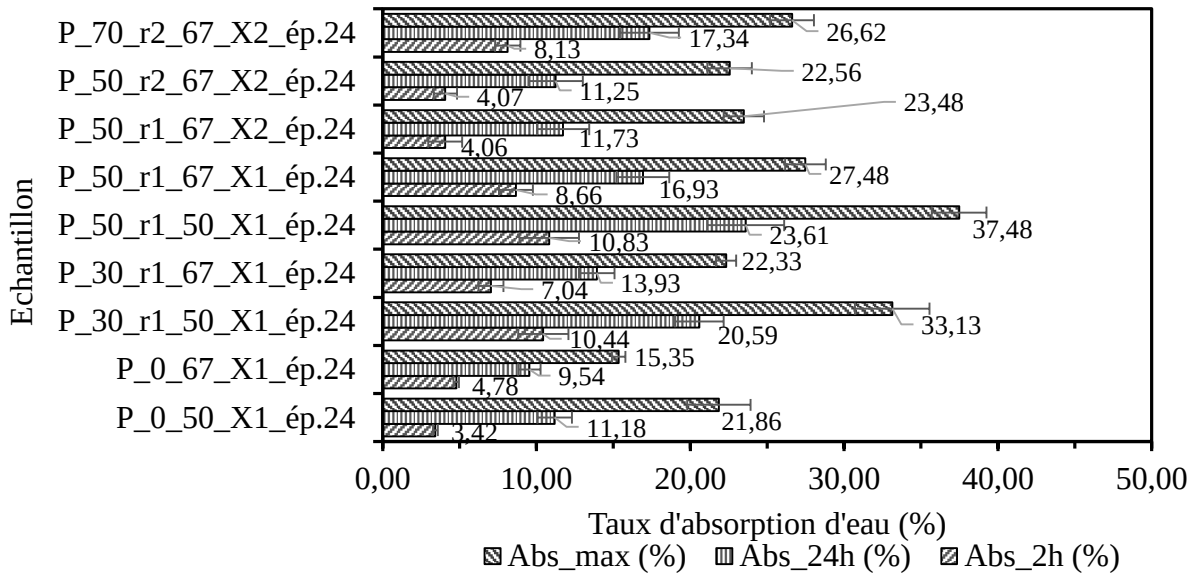



Figure 3.41: valeurs comparées des taux d'absorption d'eau et de gonflement en épaisseur des panneaux.

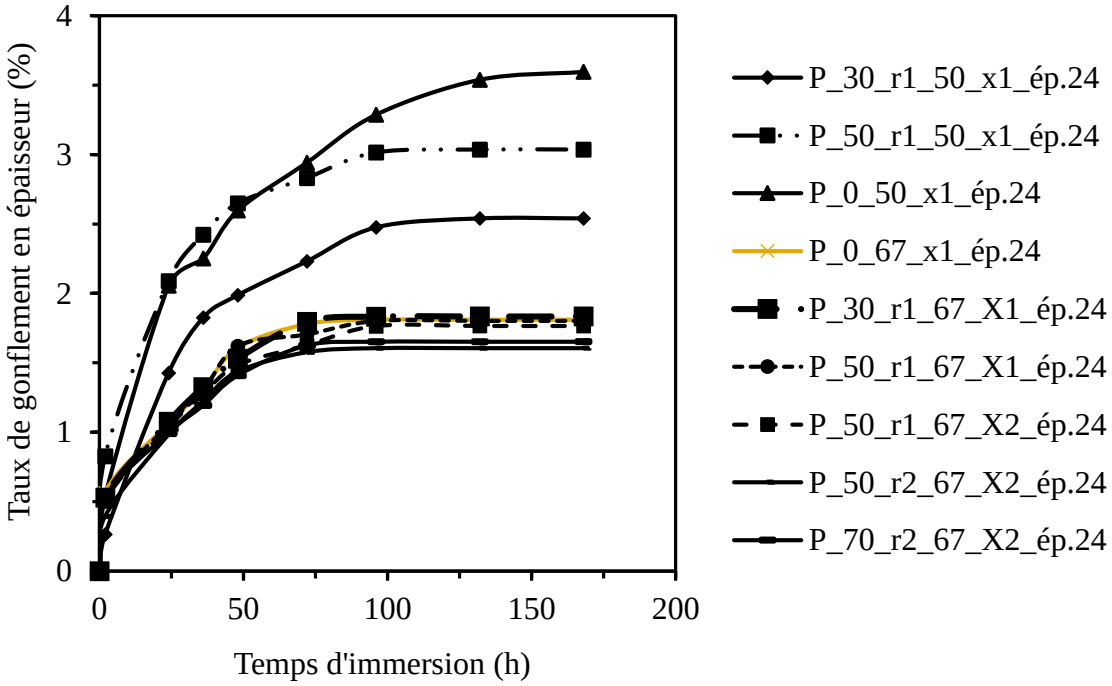



Figure 3.42: évolution du taux de gonflement en épaisseur des panneaux avec le temps.

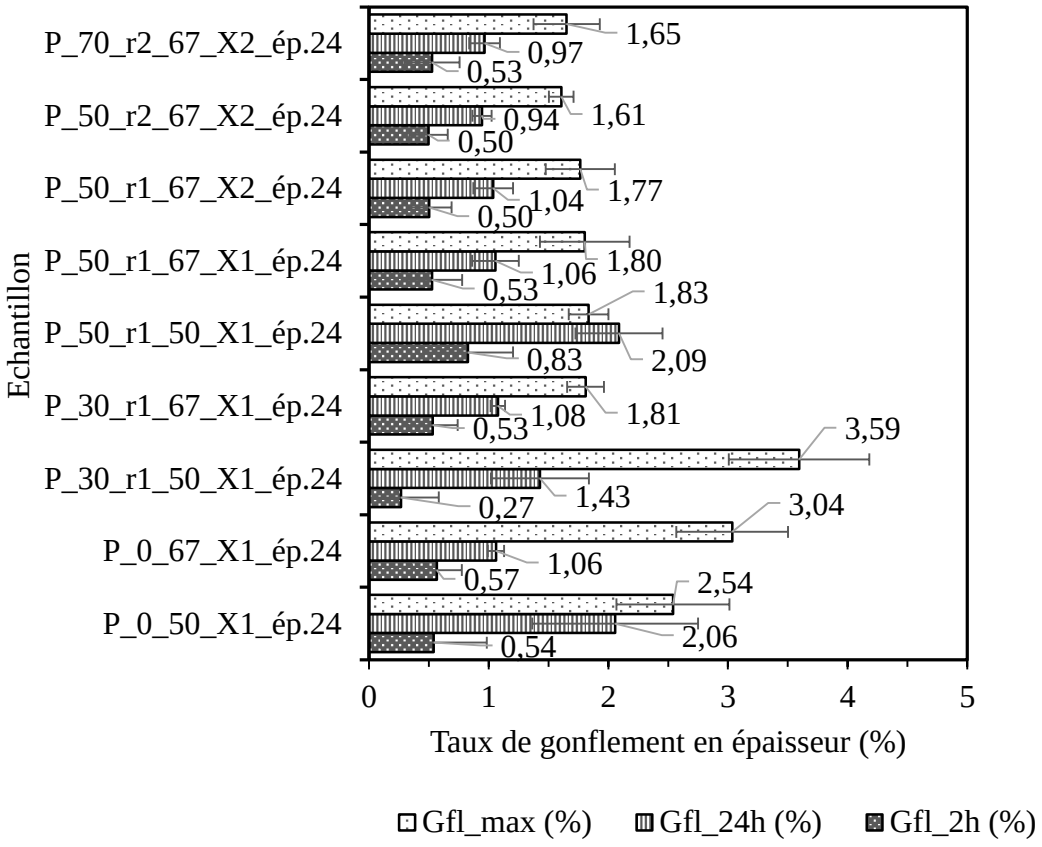



Figure 3.43: valeurs comparées des taux de gonflement en épaisseur des panneaux.

### 3.3.2. Propriétés mécaniques du matériau sandwich

#### 3.3.2.1. Propriétés du matériau sandwich en flexion

La flexion est l'une des sollicitations mécaniques les plus fréquentes et vraisemblablement la plus importante à laquelle sont sujets les panneaux sandwichs. Les essais de flexion 3 points et 4 points ont été mis en œuvre sur différents types de panneaux du matériau sandwich afin de déterminer le comportement et les propriétés de ce dernier.

##### 3.3.2.1.1. Comportement du matériau sandwich en flexion

Les comportements des panneaux pendant l'essai de flexion (flexion 4 points) sont présentés sur les figures 3.44 à 3.46. La figure 3.44 présente la courbe force-flèche d'un panneau tri-couche (panneau sans inclusion) et montre que ce type de panneau a un comportement qui se caractérise par une rupture de type quasi-fragile en flexion. On comprend ce comportement car les composites monolithiques (CBPo et CBPl) qui forment les couches des panneaux tri-couches ont un mode de rupture de même type en traction.
Les figures 3.45 et 3.46 présentent les graphes force-flèche de panneaux sandwichs. La figure 3.45 montre le comportement typique des sandwichs testés en flexion. On observe sur cette figure que le matériau présente un premier domaine OA linéaire vraisemblablement élastique pour les faibles valeurs de charge (charge inférieure à 600N, pour l'exemple de la figure), puis un second domaine AD où il est endommagé. La fin du domaine élastique est marquée par une

étroite zone d'endommagement suivie de rupture de la peau inférieure du sandwich ; on explique ceci par le comportement quasi-fragile du matériau (CBPo) qui constitue la peau. Le second domaine se décompose en deux parties qui retracent la participation des constituants de l'âme à la formation des propriétés mécaniques du sandwich. La première partie AB marque la reprise de la charge de flexion par l'âme suivie de l'endommagement et de la rupture du liant (CBPl). La seconde partie, BD, représente la phase où, le liant étant ruiné, la charge de flexion est essentiellement supportée par les inclusions (en PIRR). Cette partie BD montre que les inclusions supportent la charge croissant jusqu'à une valeur maximale en C où elles sont endommagées et enfin, ruinées. La rupture précoce de peaux (avant celle de l'âme) est associée aux propriétés mécaniques peu élevées du CBPo utilisé. Une amélioration des propriétés mécaniques du CBPo permet d'élever la valeur de la force d'endommagement des peaux et de réduire le domaine de plasticité du sandwich. La figure 3.46 illustre ce phénomène. Par exemple, pour l'échantillon dont le comportement est représenté sur cette figure (figure 3.46), la résistance en traction du CBPo utilisé (cbpo_2) est plus élevée que celle du CBPo (cbpo_1) dans le cas de l'échantillon à la figure 3.45. Les photos 3.8 montrent le mode de dégradation du sandwich lors d'un essai de flexion.

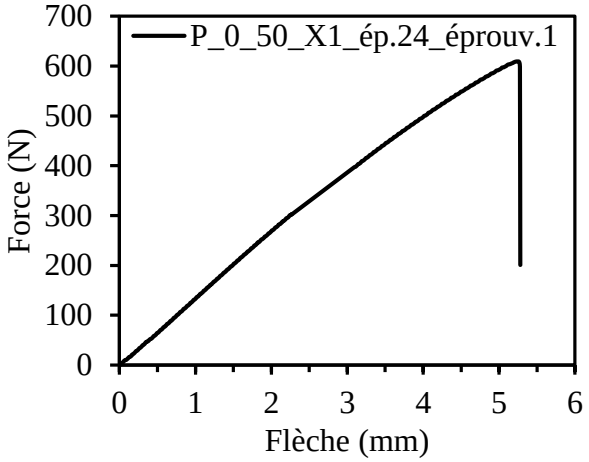



Figure 3.44: courbe force-flèche d'éprouvette de tri-couche.

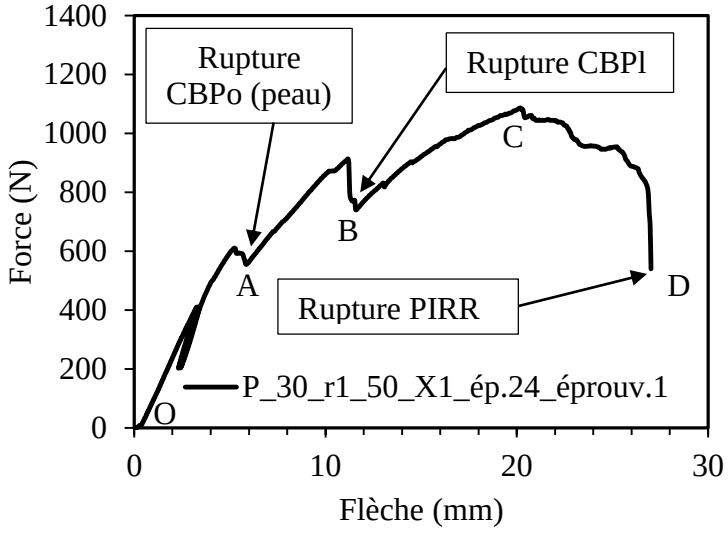



Figure 3.45: courbe force-flèche d'éprouvette sandwiche à peaux non renforcées (cbpo_1).

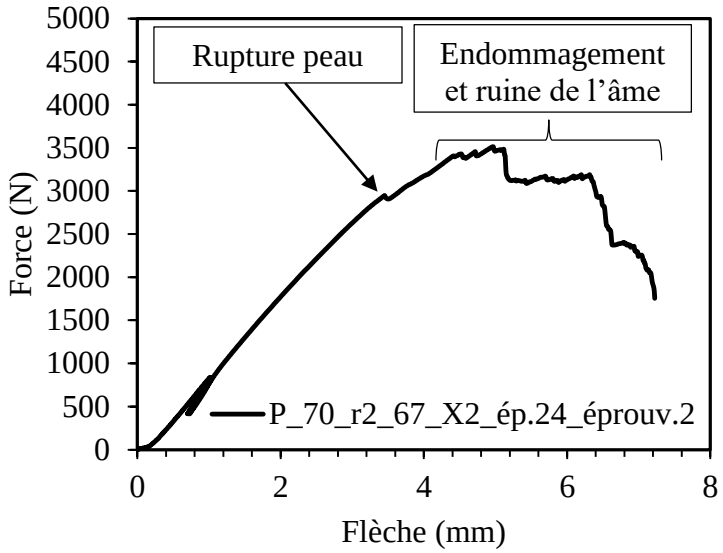



Figure 3.46: courbe force-flèche d'éprouvette sandwiche à peaux renforcées (cbpo_2).

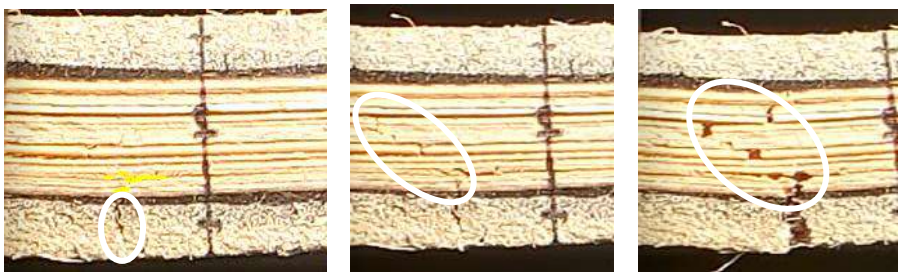


Photo 3.8-a Photo 3.8-b Photo 3.8-c

Photo 3.8: mode de dégradation du sandwich (partie entourée en blanc) lors d'un essai de flexion : a) rupture de la peau inférieure ; b) endommagement de l'âme en sens transverse et, c) ruine de l'âme.

#### 3.3.2.1.2. Propriétés élastiques du matériau sandwich en flexion

Les valeurs des propriétés élastiques des différents panneaux testés en flexion, sont présentées dans le tableau 3.16. Les propriétés étudiées sont la rigidité en flexion, le module apparent (ou équivalent) en flexion, la rigidité en cisaillement et le module de cisaillement.

##### 3.3.2.1.2.1. Rigidité (D) du matériau sandwich en flexion

Les figures 3.47 et 3.48 montrent l'influence des propriétés géométriques et mécaniques des constituants des couches sur la rigidité du matériau sandwich en flexion. On observe sur la partie inférieure de la figure 3.47-a (P_0_50_X1_ép.24 à P_50_r1_50_X1_ép.24) que la rigidité des panneaux en flexion change lorsque change la proportion volumique des inclusions qu'ils contiennent (de 0 à 50 % de la section de l'âme) ; cependant, la propriété reste peu sensible (moins de 7 % d'écart) à cette variable (proportion des inclusions). La même tendance s'observe au niveau d'autres types de panneaux, tels que ceux présentés sur la partie supérieure de la même figure (figure 3.47-a) ; ces panneaux présentent également un écart de valeurs de rigidité de moins de 7 % pour une variation de proportion des inclusions de 20 %.

Tableau 3.16: valeurs moyennes des propriétés élastiques et de rupture des panneaux tri-couches et sandwichs en flexion.

| Désignation des échantillons | Propriétés élastiques | | | | Propriétés de rupture | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | D (N.mm²) | E (MPa) | U (N) | Ga (MPa) | $\sigma$ (MPa) | $\tau$ (MPa) | $P_{rupt_peau}$ | $P_{ult}$ (N) |
| P_0_50_X1_ép.24 | 159784103,9 | 1500,6 | 664820,8 | 388,74 | 4,59 | 0,18 | 546,9 | 546,87 |
| P_0_67_X1_ép.24 | 143637413,6 | 1334,8 | 750051,8 | 408,14 | 4,75 | 0,17 | 506,8 | 506,77 |
| P_0_67_X1_ép.24_Hum | 77483670,8 | 746,5 | 619746,6 | 366,46 | 3,04 | 0,14 | 386,9 | 386,90 |
| P_0_67_X1_ép.24_70°C | 118193401,8 | 1195,6 | 571455,3 | 317,33 | 4,48 | 0,13 | 404,3 | 404,34 |
| P_30_r1_50_X1_ép.24 | 161703606,5 | 1498,3 | 573243,7 | 334,81 | 4,41 | 0,18 | 530,5 | 654,33 |
| P_30_r1_67_X1_ép.24 | 149968614 | 1427,4 | 623848,4 | 340,66 | 4,47 | 0,17 | 497,2 | 731,86 |
| P_50_r1_50_X1_ép.24 | 164815309,9 | 1551,3 | 512189,3 | 301,33 | 4,68 | 0,20 | 576,2 | 843,45 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 153876189,5 | 1450,5 | 493759,7 | 269,65 | 4,98 | 0,19 | 570,7 | 863,67 |
| P_50_r1_67_X2_ép.24 | 250320668,3 | 2321,4 | 474898,9 | 256,98 | 9,96 | 0,32 | 1010,2 | 1110,19 |
| P_50_r2_67_X2_ép.24 | 265706120,8 | 2478,0 | 542443,8 | 295,43 | 10,52 | 0,36 | 1129,5 | 1206,59 |
| P_50_r2_67_X2_ép.24_Hum | 188090632,6 | 1740,6 | 548275,6 | 296,44 | 4,98 | 0,21 | 700,4 | 951,47 |
| P_50_r2_67_X2_ép.24_70°C | 183608149,2 | 1690,3 | 512478,3 | 277,65 | 10,82 | 0,34 | 801,5 | 1151,70 |
| P_70_r2_67_X2_ép.24 | 265622633,8 | 2447,1 | 479531,8 | 260,04 | 10,74 | 0,37 | 1156,7 | 1339,78 |
| P_70_r2_67_X2_ép.30 | 530285144,7 | 2608,9 | 604427,5 | 265,20 | 9,39 | 0,41 | 1631,9 | 1699,71 |
| P_70_r2_67_X2_ép.40 | 1293242255 | 2695,9 | 769225,3 | 249,22 | 9,72 | 0,58 | 3077,5 | 3156,41 |

D : rigidité moyenne des panneaux en flexion ;
E : module apparent (ou équivalent) moyen des panneaux en flexion ;
U : rigidité moyenne des panneaux en cisaillement ;
Ga : module de cisaillement moyen de l'âme ;
$\sigma$ : contrainte de rupture moyenne des peaux en flexion 4pts ;
$\tau$ : contrainte de cisaillement maximale moyenne induite par la charge maximum d'endommagement des peaux ;
$P_{rupt_peau}$ : force maximum moyenne d'endommagement de la peau en traction ;
$P_{ult}$: force ultime moyenne d'endommagement de l'âme.

On comprend ces résultats car les inclusions étant logées au niveau du plan moyen des panneaux, leur contribution à la formation de la rigidité des panneaux en flexion sera faible. La grande variation de la rigidité observée entre les deux catégories de panneaux (les 3 panneaux de la partie inférieure et les 3 de la partie supérieure de la figure 3.47-a) est liée principalement à la qualité mécanique du matériau des peaux (CBPo).

Aussi, comme mentionné précédemment, l'augmentation de la proportion volumique des inclusions (en PIRR) conduit à la réduction de la densité globale de l'âme des panneaux (loi des mélanges appliquée au liant qui est lourd (CBPl) et aux inclusions qui sont légères (PIRR)). De forte augmentation de proportion des inclusions engendre de forte diminution de la densité de l'âme. On peut alors en déduire que les variations de la densité de l'âme influence peu la rigidité globale du matériau sandwich.

En revanche, la rigidité du matériau sandwich est fortement influencée par l'épaisseur de l'âme. Sur la partie supérieure da la figure 3.47-b (panneaux P_70_r2_67_X2_ép.24 à P_70_r2_70_X2_ép.40), on peut constater que la rigidité des panneaux augmente significativement (multiplication par 4) lorsque l'épaisseur augmente de 24 à 40 mm. Pour les panneaux de même épaisseur (partie inférieure de la figure 3.47-b), les variations de la rigidité restent faibles. Cette tendance était attendue car l'augmentation de l'épaisseur de l'âme accroît le moment d'inertie qui est proportionnel à la rigidité.

La rigidité des panneaux est également influencée par des facteurs extrinsèques. L'humidité et la température sont considérées ici comme les plus essentielles au regard de la nature des matériaux (polymère de synthèse et matière ligneuse) constituant les couches des panneaux. Les figures 3.48 montrent l'influence de ces facteurs sur la propriété. On observe que l'humidité dégrade la rigidité des panneaux (figure 3.48-a) de même que la température (70°C) (figure 3.48-b).

Sur l'ensemble des panneaux non soumis aux facteurs extrinsèques, le P_70_r2_70_X2_ép.40 présente la rigidité la plus élevée (1,29E+09 N.mm²) alors que la plus faible rigidité (1,44E+08 N.mm²) est obtenue chez un panneau tri-couche (P_0_67_X1_ép.24).

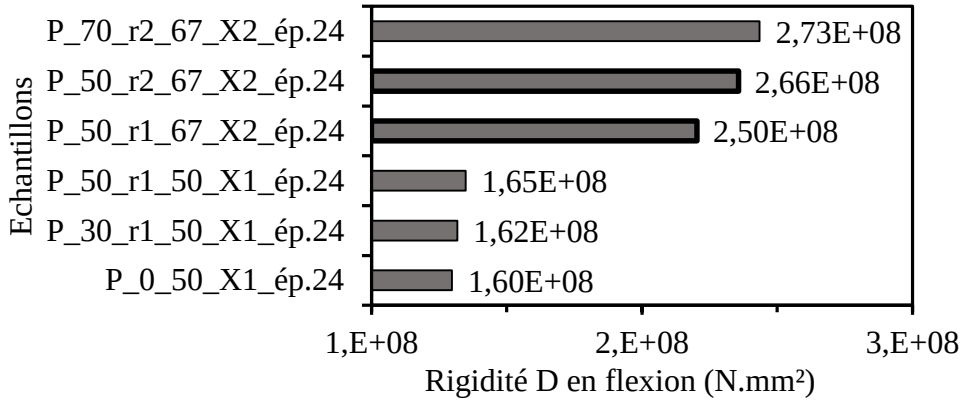



Figure 3.47-a

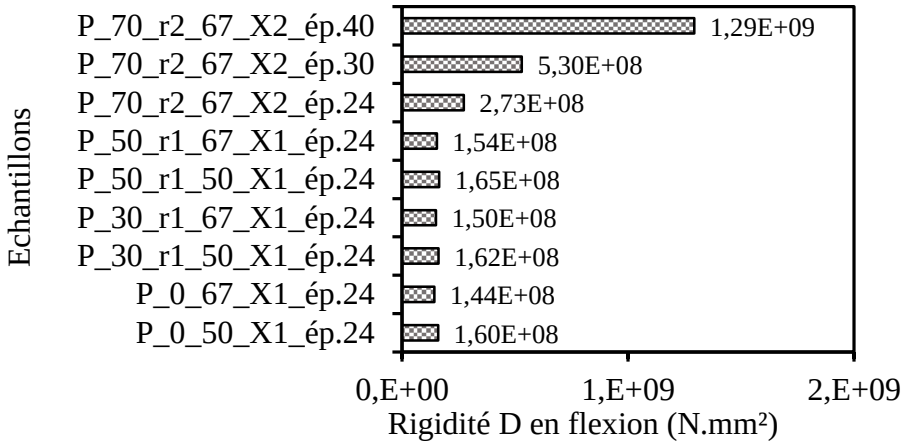



Figure 3.47-b

Figure 3.47: a) influence de la proportion et de la qualité mécanique du matériau des inclusions (PIRR) sur la rigidité des panneaux en flexion ; b) influence de la densité et de l'épaisseur de l'âme sur la rigidité des panneaux en flexion.

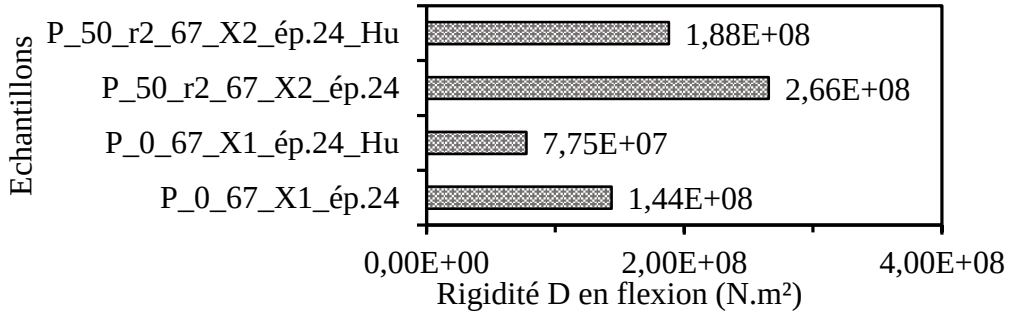



Figure 3.48-a

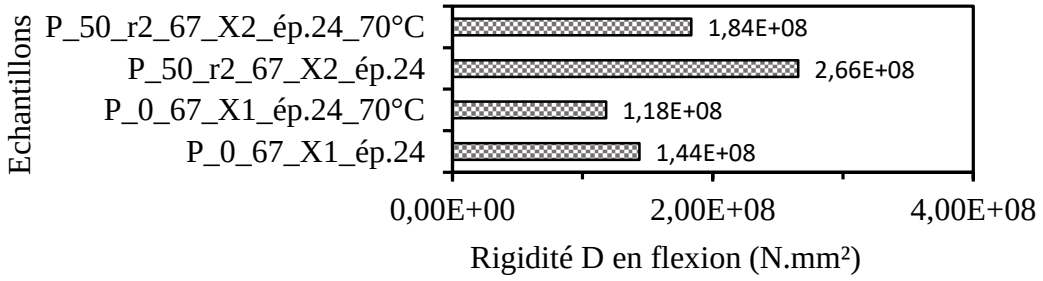



Figure 3.48-b

Figure 3.48: a) influence de l'humidité sur la rigidité des panneaux en flexion ; b) influence de la température sur la rigidité des panneaux en flexion.

#### 3.3.2.1.2.2. Module élastique (E) équivalent du matériau sandwich en flexion

Le module d'élasticité équivalent ou module global d'un panneau sandwich en flexion représente le rapport de sa rigidité par le moment d'inertie de sa section. Le module équivalent permet de comparer les panneaux entre eux indépendamment de leurs épaisseurs. La figure 3.49

compare les modules équivalents des différents panneaux étudiés. On observe que plusieurs panneaux présentent des modules équivalents très proches. Les panneaux contenant 70 % de PIRR (P_70_r2_67_X2_ép.24, P_70_r2_70_X2_ép.30 et P_70_r2_70_X2_ép.40) et le panneau P_50_r2_67_X2_ép.24 ont un module de l'ordre de 2600 MPa avec un écart de 7 %, environ. Le module de P_50_r1_67_X2_ép.24 et P_50_r2_67_X2_ép.24_70°C sont aussi de même ordre de grandeur, avec un écart de moins de 7 %. On peut également constater que plusieurs autres catégories de panneaux ont des modules proches, avec un écart de moins de 10 % ; il s'agit de P_0_50_X1_ép.24, P_30_r1_50_X1_ép.24, P_30_r1_67_X1_ép.24, P_50_r1_50_X1_ép.24 et P_50_r1_67_X1_ép.24. Ceci indique que les variables (proportion de PIRR, de liant) qui discriminent ces différentes formulations de panneaux n'ont pas d'influence significative sur le module équivalent.

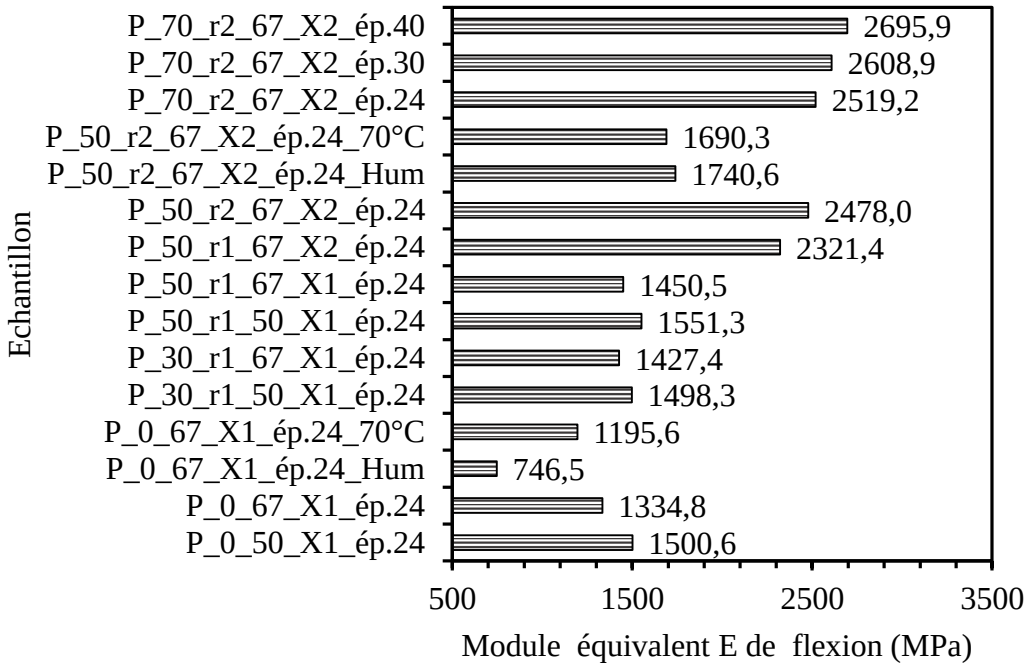



Figure 3.49: valeurs comparées du module équivalent des panneaux en flexion.

#### 3.3.2.1.2.3. Rigidité (U) des panneaux en cisaillement

La figure 3.50 présente les valeurs comparées du module de cisaillement des panneaux étudiés. Dans la partie inférieure de la figure (de P_0_50_X1_ép.24 à P_50_r1_67_X1_ép.24), on observe globalement que le module baisse lorsque la proportion de PIRR dans le sandwich augmente. On explique ce comportement par la faible rigidité de la PIRR en cisaillement longitudinal. On peut aussi remarquer que l'augmentation de la proportion du liant (CBPl) (de 50 % à 67 %, par exemple au niveau de P_0_50_X1_ép.24 et P_0_67_X1_ép.24) réduit légèrement la rigidité des panneaux. La forte élasticité du CBPl constatée précédemment au chapitre 2, semble être responsable de ce comportement de la rigidité.

Comme dans le cas de la rigidité en flexion, la rigidité en cisaillement se révèle très sensible à l'épaisseur des panneaux. Dans la partie supérieure de la même figure (figure 3.50), on peut observer que cette rigidité augmente avec l'épaisseur des panneaux (P_70_r2_67_X2_ép.24, P_70_r2_70_X2_ép.30 et P_70_r2_70_X2_ép.40, d'épaisseur 24 mm, 30 mm et 40mm, respectivement).

En revanche, la comparaison des valeurs de rigidité en cisaillement des panneaux soumis l'humidité (P_0_67_X1_ép.24_Hum et P_50_r2_67_X2_ép.24_Hum) et à la température (P_0_67_X1_ép.24_70°C et P_50_r2_67_X2_ép.24_70°C) avec celles de leurs homologues (P_30_r1_50_X1_ép.24 et P_70_r2_67_X2_ép.24) respectivement, montre que ces facteurs semblent ne pas avoir d'influence sur la propriété.

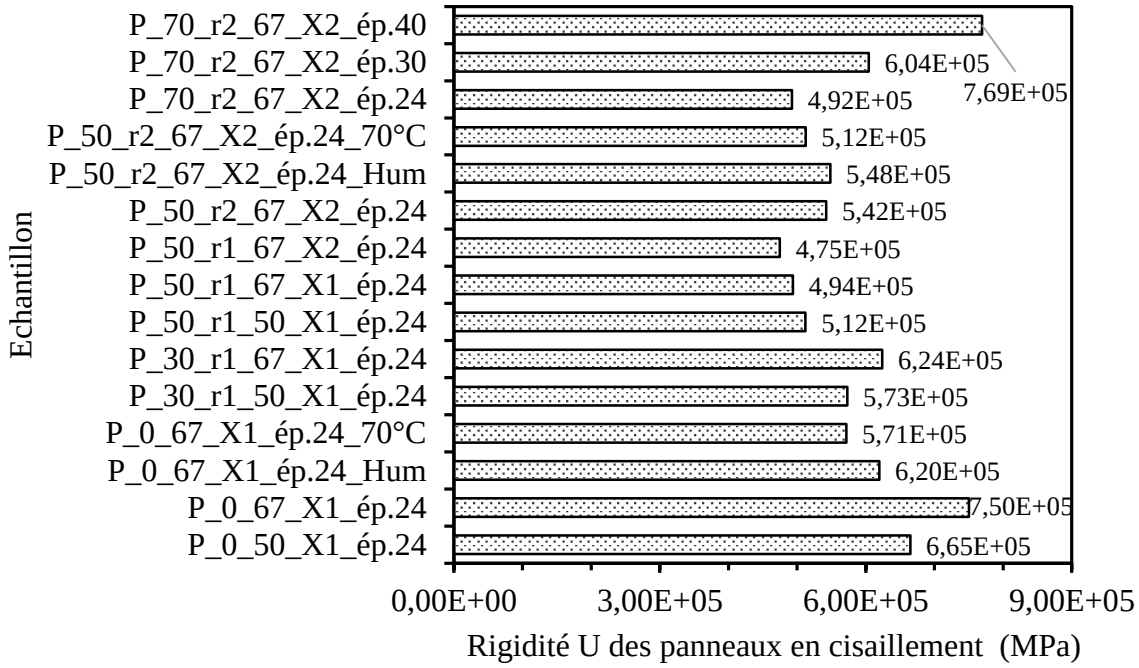



Figure 3.50: valeurs comparées de la rigidité U des panneaux en cisaillement.

### 3.3.2.1.2.4. Module de cisaillement (Ga) de l'âme du matériau sandwich

Le module de cisaillement (ou module de rigidité, ou module de glissement) est le rapport de la contrainte de cisaillement à la déformation de cisaillement. Une valeur de module de cisaillement élevée indique qu'un solide se déforme difficilement sous un effort de cisaillement et donc qu'une force importante est nécessaire pour produire une déformation. Les figures 3.51 comparent les valeurs du module de cisaillement des panneaux étudiés.

Sur la figure 3.51-a, on observe que le module de cisaillement des panneaux diminue lorsque la proportion de PIRR dans l'âme augmente (de 0 à 50 %, échantillons P_0_50_X1_ép.24, P_30_r1_50_X1_ép.24 et P_50_r1_50_X1_ép.24). On comprend ce comportement car la PIRR a un faible module d'élasticité transversal. Aussi, l'augmentation de la proportion du liant (de 50 % à 67 %, échantillons P_50_r1_50_X1_ép.24 et P_50_r1_67_X1_ép.24) améliore légèrement la propriété. Elle augmente légèrement aussi lorsque les propriétés mécaniques de la PIRR augmente (de r1 à r2, échantillons P_50_r1_67_X1_ép.24 et P_50_r2_67_X1_ép.24). La diminution de la valeur du module qu'on observe de l'échantillon P_50_r2_67_X2_ép.24 à l'échantillon P_70_r2_67_X2_ép.24 est imputable à la PIRR dont la proportion a augmenté de 50 % à 70 %. L'effet de l'humidité sur le module reste peu perceptible alors que la température (70°C) réduit sa valeur (figure 3.51-b).

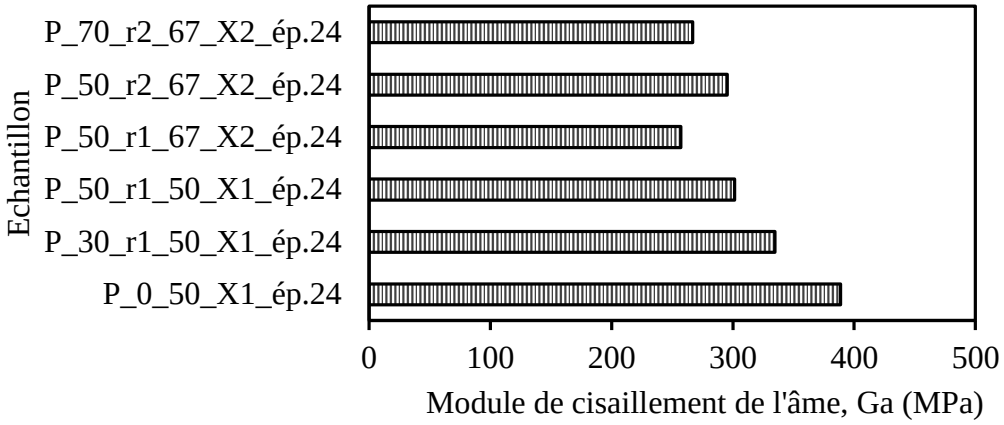



Figure 3.51-a

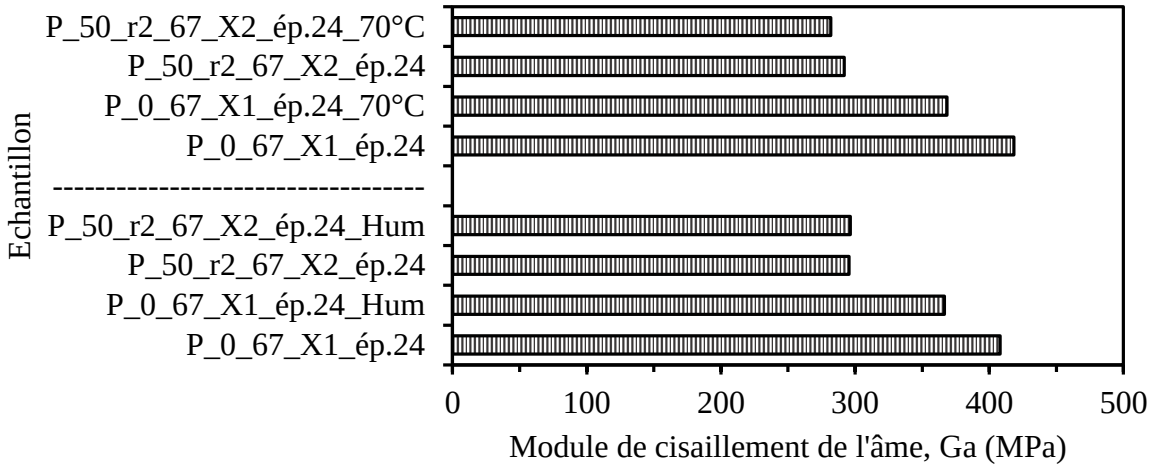



Figure 3.51-b

Figure 3.51: a) influence de la proportion et de la qualité mécanique de PIRR sur le module de cisaillement de l'âme ; b) influence de l'humidité et de la température sur le module de cisaillement de l'âme.

#### 3.3.2.1.3. Propriétés de rupture du matériau sandwich en flexion

Au terme des essais de flexion, le mode de rupture des panneaux était essentiellement une rupture en section transversale caractérisée par l'endommagement par traction de la peau inférieure puis de l'âme. En général, le calcul des contraintes maximales des sandwichs se fait selon que c'est la peau qui se rompt en premier ou c'est l'âme qui s'endommage en premier. Dans le cas de nos panneaux, c'est la peau qui est endommagé en premier. Cependant, bien que les panneaux soient déjà endommagés lorsque leurs peaux rompent, nous indiquons, ici, les charges maximales de rupture de l'âme pour montrer la contribution de cette dernière, en particulier celle des inclusions. Nous présentons donc les valeurs des propriétés de rupture des différents échantillons testés en flexion (tableau 3.16). Ces propriétés sont la contrainte de rupture des peaux en flexion 4 points, la contrainte de cisaillement induite par la charge maximum d'endommagement des peaux, la force maximum d'endommagement de la peau inférieure et la force ultime ou force maximale d'endommagement de l'âme. Ces propriétés sont analysées par rapport aux variables d'étude (proportion de PIRR, qualité mécanique de CBPo, épaisseur des panneaux, etc.).

#### 3.3.2.1.3.1. Contraintes et forces de rupture des peaux - Force ultime des panneaux

Les valeurs de la contrainte de rupture de la peau (peau inférieure) des panneaux sont présentées dans le tableau 3.16. La comparaison de ces valeurs avec celles de la contrainte maximum en traction des CBPo, matériaux des peaux, (4,45 MPa pour cbpo_1 (ou X1) et 10,4 MPa pour cbpo_2 (ou X2), tableaux 2.12 et 2.13 du chapitre 2), montre que les deux types de valeurs sont proches. Les panneaux rompent par traction au niveau de la peau inférieure à la limite de rupture du matériau qui la constitue, c'est-à-dire le CBPo.

La figure 3.52 compare les valeurs de la force de rupture des peaux avec celles de la force ultime des panneaux et montre l'influence des variables d'étude sur ces différents types de charges. On observe sur la partie inférieure de cette figure que pour les panneaux sans PIRR, c'est-à-dire les tri-couches P_0_50_X1_ép.24 et P_0_67_X1_ép.24, présentent des valeurs de force ultime identiques à celles de la force de rupture des peaux. Ceci est une conséquence du comportement fragile des tri-couches, mis en relief précédemment.

Sur la partie supérieure de la même figure (figure 3.52), on observe que les valeurs de la force ultime (Pult) des panneaux (de P_30_r1_50_X1_ép.24 à P_70_r2_67_X2_ép.24) sont supérieures à celles de la force de rupture des peaux. Cette augmentation s'explique par la présence des inclusions dans les panneaux. De plus, on remarque que ces deux types de forces augmentent lorsque la proportion des inclusions devient élevée. On note une augmentation de 13,7 % pour la force de rupture des peaux et de 70,4 % pour la force ultime des panneaux quand la proportion des inclusions passe de 0 % à 50 % (de P_0_50_X1_ép.24 à P_50_r1_50_X1_ép.24). On peut donc conclure que les inclusions contribuent à renforcer les panneaux.

La figure 3.52 met également en relief l'influence de l'épaisseur des panneaux sur les deux types de force. Une augmentation de l'épaisseur des panneaux de 24 à 40 mm, engendre une augmentation des forces ultime et de rupture des peaux d'un facteur de près de 2,5.

L'influence de l'humidité et de la température sur les deux types de charges est présentée sur la figure 3.53. On observe sur la partie inférieure de cette figure que l'humidité réduit aussi bien la force de rupture des peaux que la force ultime des panneaux, qu'il s'agisse des panneaux tri-couches ou des panneaux sandwichs. La diminution de la force de rupture, et donc de la contrainte de rupture du matériau des peaux (CBPo) en présence de l'humidité est déjà observée précédemment, au cours de l'étude de ce matériau de base des panneaux. Quant à la force ultime ou force maximale de rupture de l'âme, sa diminution est liée à la baisse de la résistance de la PIRR, l'humidité dégradant les propriétés mécaniques des matériaux ligneux.

L'influence de la température sur les deux types de forces est montrée sur la partie supérieure de la figure 3.53. On peut constater que le conditionnement à 70°C réduit la force de rupture des peaux des panneaux quel que soit le type de panneau, tri-couche (P_0_67_X1_ép.24) ou sandwich (P_50_r2_67_X2_ép.24). Il réduit également la force ultime des tri-couches. En revanche, la force ultime des sandwichs n'est presque pas influencée par le conditionnement à 70°C. On associe cette observation à la présence des inclusions dans les sandwichs. La PIRR constituant les inclusions étant de nature ligneuse, sa résistance ne devrait pas baisser sous l'effet de la température.

Dans l'ensemble, les panneaux présentant les plus grandes valeurs de propriété de rupture sont ceux constitués de forte proportion de PIRR et de matériaux de peaux aux propriétés mécaniques les plus élevées ; il s'agit de P_70_r2_67_X2_ép.24 ou P_70_r2_70_X2_ép.40. Les tri-couches (par exemple, P_0_50_X1_ép.24) en présentent les plus faibles valeurs.

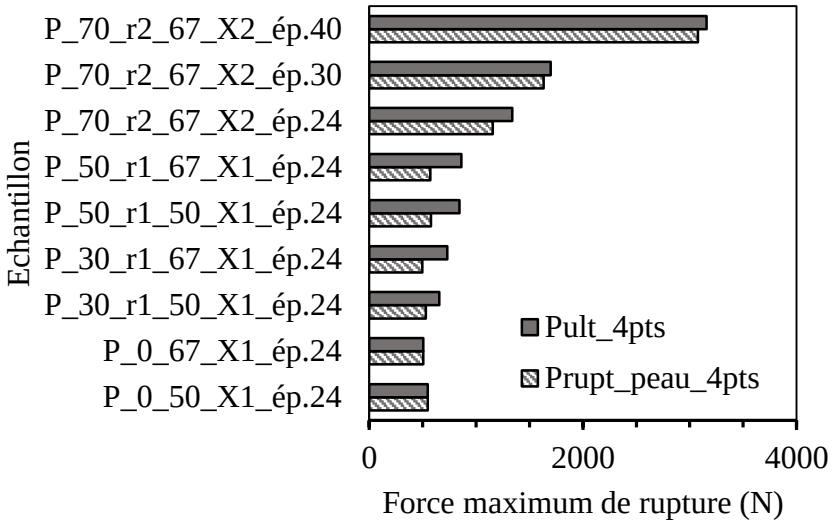



Figure 3.52: influence de la proportion et de la qualité mécanique de la PIRR, et de l'épaisseur des panneaux sur les propriétés de rupture en flexion.

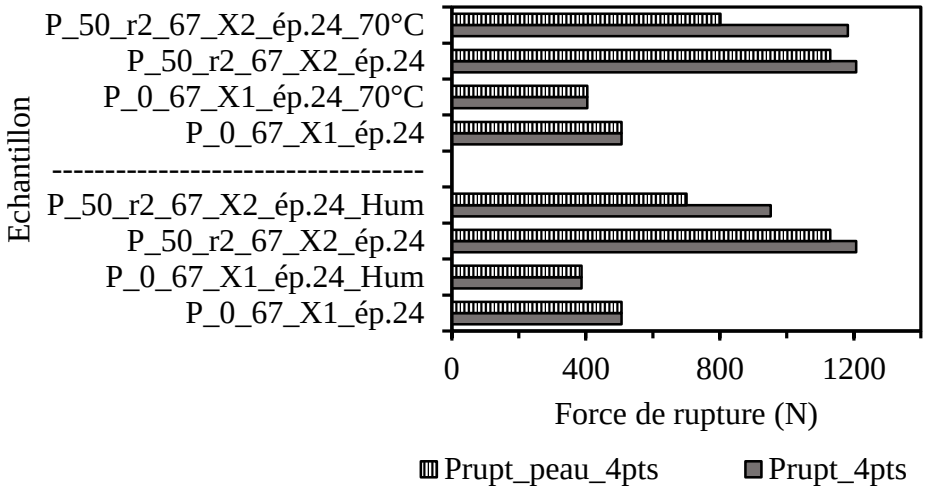



Figure 3.53: influence de l'humidité et de la température sur les charges de rupture en flexion 4 points.

#### 3.3.2.1.3.2. Contrainte de cisaillement maximale du matériau sandwich en flexion

La contrainte de cisaillement maximale dans les panneaux est évaluée par rapport à la charge maximale d'endommagement des peaux (peau inférieure). Elle renseigne sur la capacité de l'âme des panneaux à transmettre les efforts de cisaillement longitudinaux d'une peau à une autre. Les valeurs de la contrainte de cisaillement maximale ($\tau$) développée à l'intérieur des différentes catégories de panneaux sont présentées dans le tableau 3.16. Ces valeurs sont relativement faibles (< 0,60 MPa). Ces faibles valeurs de la contrainte expliquent le mode de rupture (rupture transversale) observée sur tous les panneaux ; de fortes valeurs de ce type de contrainte auraient engendré une rupture par cisaillement longitudinal de l'âme ou un décollement (rupture d'adhésion peau – âme) pendant l'essai. On peut donc voir que les

panneaux peuvent davantage supporter de charge si les matériaux des peaux ont des valeurs des propriétés mécaniques (traction) plus élevées.

#### 3.3.2.2. Propriétés du matériau sandwich en compression

Les réponses en déformation des échantillons de panneaux sollicités en compression sont présentées sur la figure 3.54. Contrairement aux observations faites en flexion, les panneaux tri-couches (P_0_50_X1_ép.24_éprouv-6) et sandwichs (P_50_r2_67_X2_ép.24_éprouv-5) présentent les mêmes comportements en compression. Ces comportements sont similaires à ceux des matériaux de base (CBPo, CBPl, PIRR) qui les constituent.
Les valeurs du module d'Young et de la contrainte maximum de compression des panneaux sont présentées dans le tableau 3.17. La comparaison des valeurs de la contrainte maximum (figure 3.55) montre qu'elles sont globalement dans le même ordre de grandeur. Les écarts que l'on peut observer d'un échantillon à un autre s'explique par les différences de valeurs de la propriété des matériaux de base au regard de la loi des mélanges. La même tendance s'observe avec le module d'Young dont les valeurs, dictées par celles des matériaux de base, sont également proches les unes des autres. L'augmentation de valeur de module qu'on constate du panneau P_50_r1_67_X2_ép.24 au panneau P_50_r2_67_X2_ép.24 est essentiellement due à la qualité mécanique de la PIRR dont la valeur du module a presque doublé en passant de 398,5 MPa pour la variante r1 à 683,1 MPa pour la variante r2.

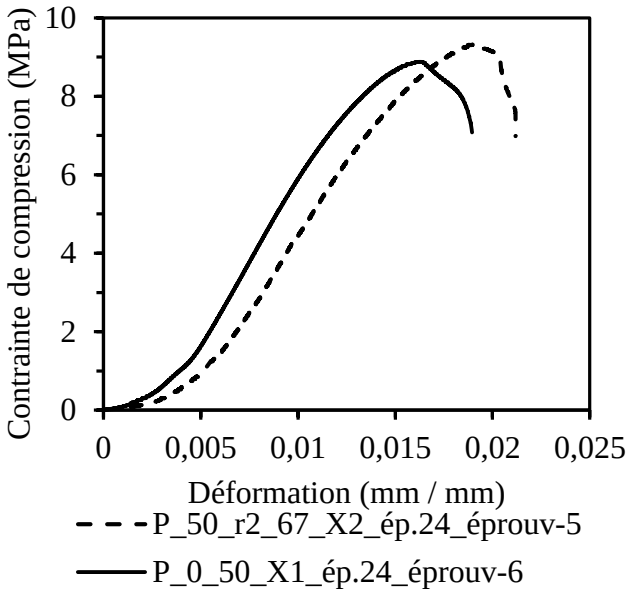



Figure 3.54: courbes exemples contrainte - déformation des échantillons tri-couches et sandwichs en compression.

Tableau 3.17: module d'Young et contrainte maximum des échantillons tri-couches et sandwichs en compression.

| Echantillon | Module d'Young en compression (MPa) | | Contrainte maximum en compression (MPa) | |
|---|---|---|---|---|
| | Moyenne | Ecart-type | Moyenne | Ecart-type |
| P_0_50_X1_ép.24 | 502,7 | 29,7 | 9,13 | 0,49 |
| P_0_67_X1_ép.24 | 528,0 | 45,7 | 9,54 | 0,57 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 472,8 | 38,8 | 8,60 | 0,49 |

| | | | | |
|---|---|---|---|---|
| P_50_r1_67_X2_ép.24 | 514,8 | 57,5 | 9,21 | 0,99 |
| P_50_r2_67_X2_ép.24 | 616,2 | 54,0 | 10,17 | 1,35 |
| P_70_r2_67_X2_ép.24 | 639,5 | 56,3 | 9,39 | 1,31 |
| P_70_r2_70_X2_ép.30 | 627,9 | 69,7 | 9,97 | 1,44 |

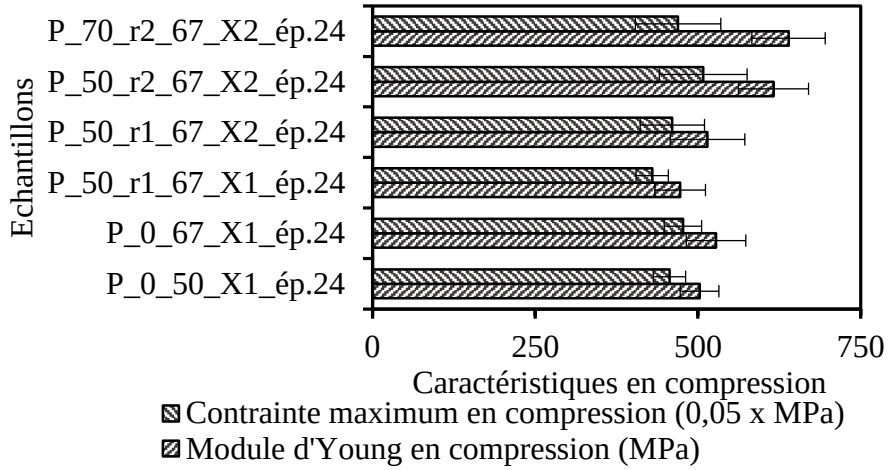



Figure 3.55: valeurs comparées de module d'Young et de contrainte maximum des échantillons tri-couches et sandwichs en compression.

### 3.3.2.3. Cohésion interne du matériau sandwich

L'essai de cohésion interne ou essai de traction faciale, est un essai normalisé classiquement effectué sur les matériaux sandwichs afin d'apprécier la résistance de l'âme et / ou l'adhésion des peaux à la traction perpendiculaire. Cet essai est réalisé ici afin d'apprécier l'influence de la PIRR sur la résistance du matériau sandwich élaboré vis-à-vis de la sollicitation. Les résultats de l'essai montrent que les panneaux testés ont un comportement de type fragile (figure 3.56). Pour les panneaux P_0_50_X1_ép.24, P_30_r1_50_X1_ép.24 et P_30_r1_67_X1_ép.24 dont l'âme contient au plus 30 % de PIRR en volume, la rupture s'est produite à l'interface échantillon - plaques métalliques (assemblage par collage à l'aide de résine commerciale). Le mode de rupture attendu étant une rupture dans l'âme, dans les peaux ou aux interfaces âme – peau, la contrainte de rupture n'est donc pas valide. Pour les autres panneaux contenant plus de 50 % de PIRR, la rupture est survenue dans l'âme des panneaux comme le montre la photo 3.9. Les valeurs de la contrainte de rupture sont présentées dans le tableau 3.18. On observe que cette contrainte baisse lorsque diminue la proportion de section de PIRR par rapport à la section de l'âme au niveau du plan moyen (X, Z) (ou lorsque la proportion de CBPl (tableau 2.14) augmente). On peut comprendre ces résultats car la résistance de l'âme dans la région du plan moyen dépend principalement de celle du CBPl, l'apport en résistance de la PIRR (donc du parenchyme) étant faible en traction perpendiculaire aux fibres.
Dans l'ensemble, la plus grande valeur de contrainte (2,77 MPa) est enregistrée avec le sandwich P_50_r1_50_X1_ép.24 (50 % de PIRR en volume et 89 % en section au niveau du plan moyen du panneau) et la plus faible valeur (0,60 MPa), avec le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.24 (70 % de PIRR en volume et 50 % en section au niveau du plan moyen du panneau).

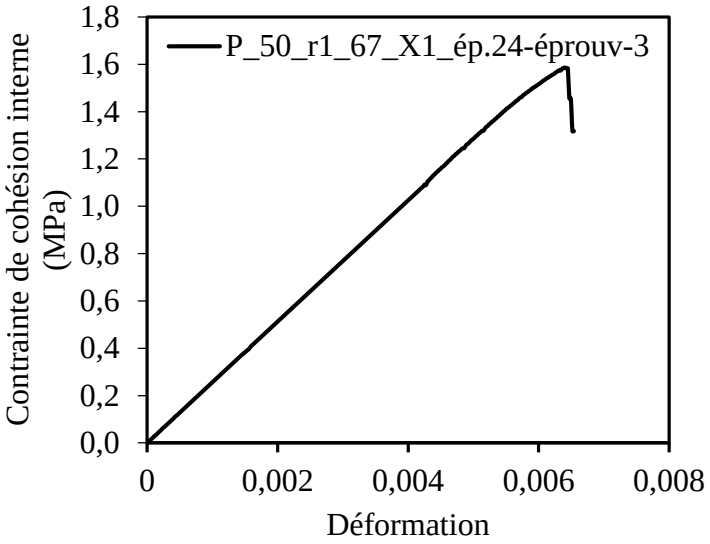



Figure 3.56: courbe exemple contrainte - déformation des panneaux pour l'essai de cohésion interne.

Photo 3.9: mode de rupture des sandwichs (P_50_r2_67_X2_ép.24) : rupture dans l'âme.

Tableau 3.18: contrainte de rupture des panneaux en traction faciale.

| Echantillons | Contrainte de rupture en traction faciale (MPa) | |
|---|---|---|
| | Moyenne | Ecart-type |
| P_0_50_X1_ép.24 | / | / |
| P_30_r1_50_X1_ép.24 | / | / |
| P_30_r1_67_X1_ép.24 | / | / |
| P_50_r1_50_X1_ép.24 | 2,77 | 0,30 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 1,76 | 0,13 |
| P_50_r2_67_X2_ép.24 | 1,82 | 0,18 |
| P_70_r2_67_X2_ép.24 | 0,60 | 0,10 |
| P_70_r2_67_X2_ép.30 | 1,12 | 0,17 |

### 3.3.3. Conductivité thermique du matériau sandwich

Les valeurs de la conductivité thermique des panneaux (tri-couches et sandwichs) sont présentées dans le tableau 3.19. La figure 3.57 montre l'influence des inclusions (en PIRR) sur la conductivité thermique des panneaux. On observe sur la partie inférieure de cette figure que, plus la proportion de PIRR dans l'âme est grande (de 0 à 50 %), plus la conductivité thermique des panneaux est petite, offrant ainsi une isolation thermique meilleure. Dans la partie supérieure de la même figure (figure 3.57), on constate que la conductivité change, mais faiblement, lorsque la qualité de la PIRR (de r1 à r2, dans la désignation) change ; cependant, en considérant les dispersions autour des moyennes, cette observation pourrait être nuancée. Ainsi, de par sa conductivité thermique faible, la PIRR permet de modifier sensiblement la conductivité thermique des panneaux.

Dans la partie inférieure de la figure 3.58, sont présentées les valeurs de conductivité d'échantillon de panneaux contenant 50 % et 67 % de liant. On observe que l'augmentation de

la proportion de liant accroît la valeur de la conductivité. De même, dans la partie supérieure de la même figure (figure 3.58), on constate que le changement de matériau des peaux modifie la conductivité des panneaux. Le faible écart observé peut s'expliquer par le fait que les valeurs de conductivité des deux variantes de CBPo (cbpo_1 et cbpo _2) n'étaient pas très éloignées l'une de l'autre (tableau 2.12). Dans l'ensemble, la conductivité thermique des panneaux varie entre 0,106 et 0,169 $W.m^{-1}.°C^{-1}$.

Tableau 3.19: conductivité thermique des panneaux sandwichs.

| Echantillon | Conductivité thermique ($W.m^{-1}.°C^{-1}$) | |
|---|---|---|
| | Moyenne | Ecart-type |
| P_0_50_X1_ép.24 | 0,152 | 0,010 |
| P_0_67_X1_ép.24 | 0,169 | 0,008 |
| P_30_r1_50_X1_ép.24 | 0,136 | 0,005 |
| P_30_r1_67_X1_ép.24 | 0,141 | 0,011 |
| P_50_r1_50_X1_ép.24 | 0,126 | 0,010 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 0,129 | 0,010 |
| P_50_r1_67_X2_ép.24 | 0,124 | 0,012 |
| P_50_r2_67_X2_ép.24 | 0,127 | 0,006 |
| P_70_r2_67_X2_ép.24 | 0,106 | 0,008 |
| P_70_r2_70_X2_ép.30 | 0,115 | 0,005 |
| P_70_r2_70_X2_ép.40 | 0,110 | 0,010 |

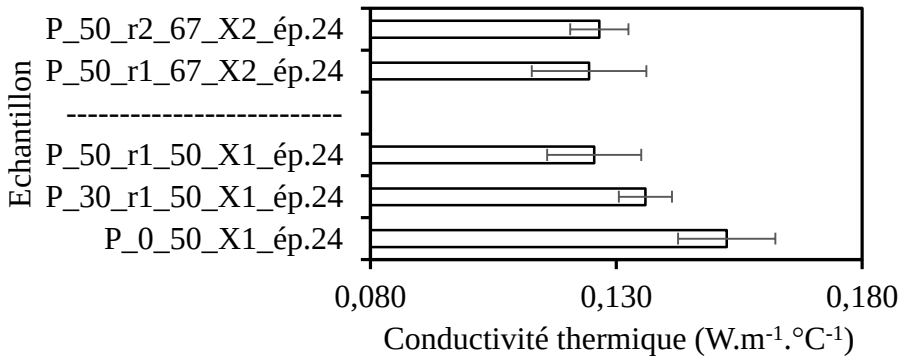



Figure 3.57: influence de la proportion et de la qualité de la PIRR sur la conductivité thermique des panneaux.

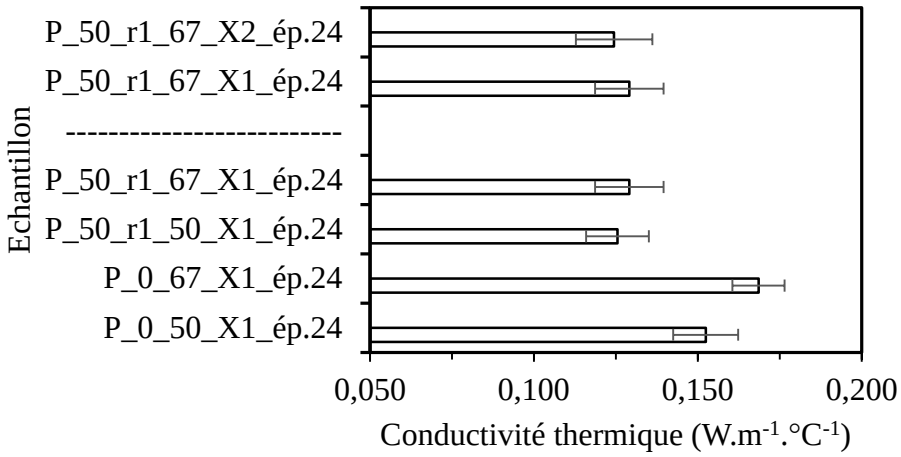



Figure 3.58: influence de la proportion du liant (CBPl) et de la conductivité thermique du matériau des peaux (CBPo) sur la conductivité thermique des panneaux.

### 3.3.4. Observation microscopique des interfaces du matériau sandwich

Les photos 3.10 représentent des images de section transversale de panneau sandwich observée après rupture en flexion, aux microscopes à diverses échelles. La photo 3.10-a montre les interfaces entre les constituants des couches. On remarque une bonne adhésion entre la PIRR et le CBPl d'une part, et d'autre part, entre le CBPl et le CBPo. A une échelle plus réduite (photo 3.10-b), on observe toujours que les composites CBPo et CBPl sont intimement adhérents. Cette observation permet de confirmer le mode de rupture constaté en flexion et qui est consécutive d'une bonne adhésion entre les éléments des couches du sandwich, en particulier à l'interface CBPo-CBPl.

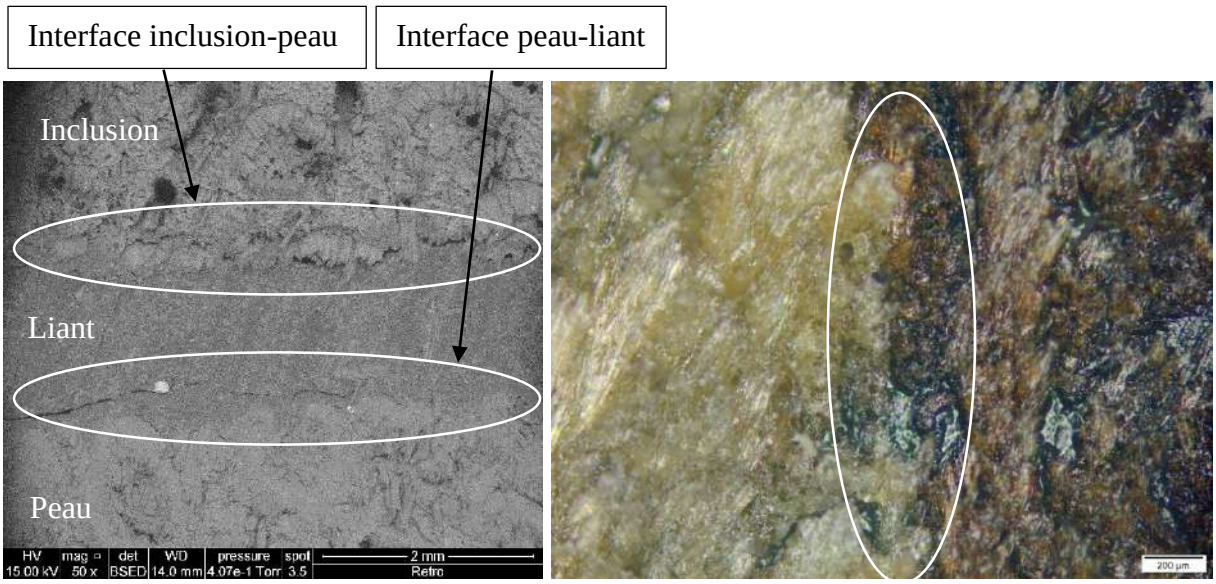



Photo 3.10-a Photo 3.10-b

Photo 3.10: vues microscopiques de section transversale de sandwich montrant a) les interfaces entre les constituants des couches et b) la qualité de l'adhésion à l'interface CBPo-CBPl.

## 3.4. Modélisation des propriétés mécaniques et thermiques du matériau sandwich élaboré

### 3.4.1. Modélisation des propriétés du matériau sandwich en flexion

#### 3.4.1.1. Modélisation analytique de la rigidité du matériau sandwich

##### 3.4.1.1.1. Comportement de la rigidité du matériau sandwich

Le comportement de la rigidité des panneaux vis-à-vis des propriétés de leurs constituants est décrit par l'équation non linéaire $(2.46)$ du chapitre précédent. Cette équation montre que la rigidité en flexion est influencée par cinq variables indépendantes qui traduisent les configurations géométriques et matérielles des panneaux. Ces variables, exprimées sous forme réduite, sont $\alpha$, $\beta$, $\gamma$, $\varepsilon$ et $\delta$ ; elles renseignent respectivement la largeur des inclusions, leur épaisseur, l'épaisseur de l'âme, le module d'élasticité du liant (CBPl) et celui des inclusions (PIRR).

L'analyse de l'équation $(2.46)$ permet de distinguer les cas limites suivants :

- Si $\gamma = 0$, alors la rigidité du sandwich s'identifie à celle d'un panneau en CBPo ;
- Si $\gamma = 1$, alors la rigidité du sandwich devient celle de son âme (liant + inclusions) ;
- Si $\alpha = 0$, ou $\beta = 0$, ou $\varepsilon = \delta$, alors la rigidité générée est celle du panneau tri-couche (de type CBPo – CBPl – CBPo).

La visualisation du comportement de la rigidité des panneaux a donné les graphes des figures 3.59 à 3.62.

La figure 3.59 montre l'influence de l'épaisseur des inclusions et de l'épaisseur de l'âme sur la rigidité des panneaux. On observe que cette rigidité est beaucoup plus influencée par l'épaisseur de l'âme (exprimée par $\gamma$) que celle des inclusions (exprimée par $\beta$). L'augmentation de l'épaisseur de l'âme (épaisseur totale du sandwich étant fixée) provoque une forte réduction de la rigidité ; cette réduction est beaucoup plus marquée pour les faibles valeurs de l'épaisseur des inclusions (quand $\beta$ tend vers 0) que pour les grandes valeurs ($\beta$ tend vers 1). Ainsi, pour obtenir une rigidité du sandwich élevée, toute augmentation de l'épaisseur de l'âme doit s'accompagner d'une forte augmentation de l'épaisseur des inclusions.

L'influence de la largeur et de l'épaisseur des inclusions sur la rigidité des panneaux est présentée à la figure 3.60. Cette figure montre que, lorsque la largeur des inclusions est faible (petites valeurs de $\alpha$), l'augmentation de l'épaisseur (valeurs de $\beta$) de celles-ci n'entraîne presque pas de changement de valeurs de la rigidité. De même, pour les faibles valeurs de l'épaisseur des inclusions, la rigidité des panneaux ne change presque pas lorsque la largeur des inclusions varie. L'augmentation simultanée de la largeur et de l'épaisseur des inclusions entraîne une amélioration de la rigidité qui devient maximum lorsque les deux variables atteignent également leur maximum ($\alpha = 1$ et $\beta = 1$), c'est-à-dire quand l'âme du sandwich est presque totalement constituée de PIRR.

Le comportement de la rigidité des panneaux suivant les valeurs de l'épaisseur et du module d'élasticité des inclusions est montré à la figure 3.61. On observe que lorsque l'épaisseur des inclusions est faible (moins de la moitié de l'épaisseur totale du panneau ($\beta < 0.5$)), les variations du module d'élasticité des inclusions (variations de $\delta$) ne modifient presque pas les valeurs de la rigidité. En revanche, pour les valeurs d'épaisseur des inclusions élevées ($\beta > 0.5$), la rigidité croît avec l'augmentation du module d'élasticité de la PIRR. L'influence du module d'élasticité de la PIRR est plus marquée que celle de l'épaisseur car les faibles valeurs de la rigidité sont enregistrées quand le module des inclusions est faible ($\delta$ petite) et leur

épaisseur est élevée ($\beta$ tend vers 1). La plus grande valeur de la rigidité est enregistrée quand les deux variables prennent leurs plus grandes valeurs.
Les variations de la rigidité des panneaux en fonction des propriétés mécaniques des matériaux qui les constituent sont représentées sur la figure 3.62. On note que la rigidité est principalement influencée par le module d'élasticité du liant (valeurs de $\varepsilon$). La rigidité croît presque linéairement avec le module du liant alors qu'elle reste pratiquement inchangée lorsque le module des inclusions varie (valeurs de $\delta$).
En somme, si l'on envisage augmenter la rigidité des panneaux, il faudra choisir les dimensions les plus grandes des inclusions et un liant de module d'élasticité élevé.

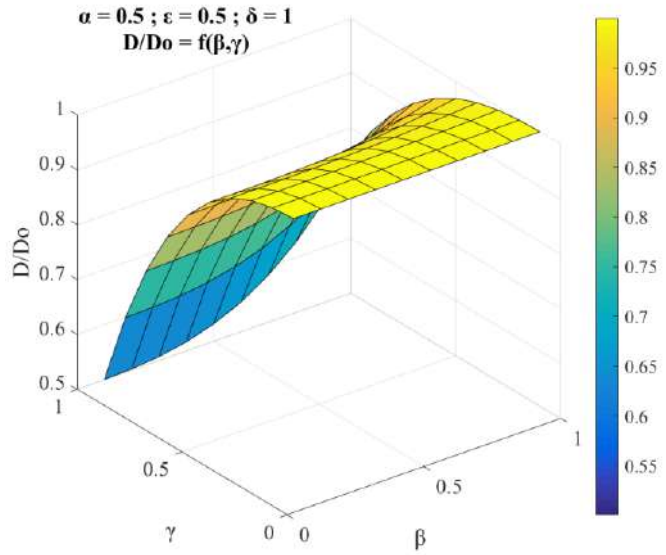



Figure 3.59: influence de l'épaisseur des inclusions et de l'épaisseur de l'âme sur la rigidité des panneaux.

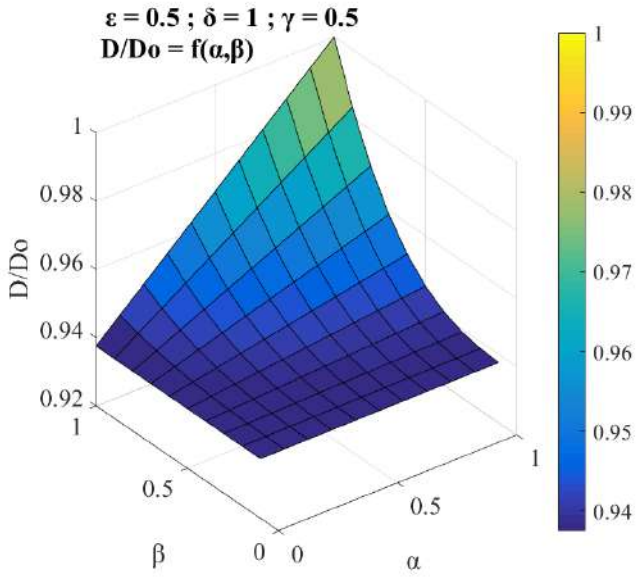



Figure 3.60: influence de la largeur et de l'épaisseur des inclusions sur la rigidité des panneaux.

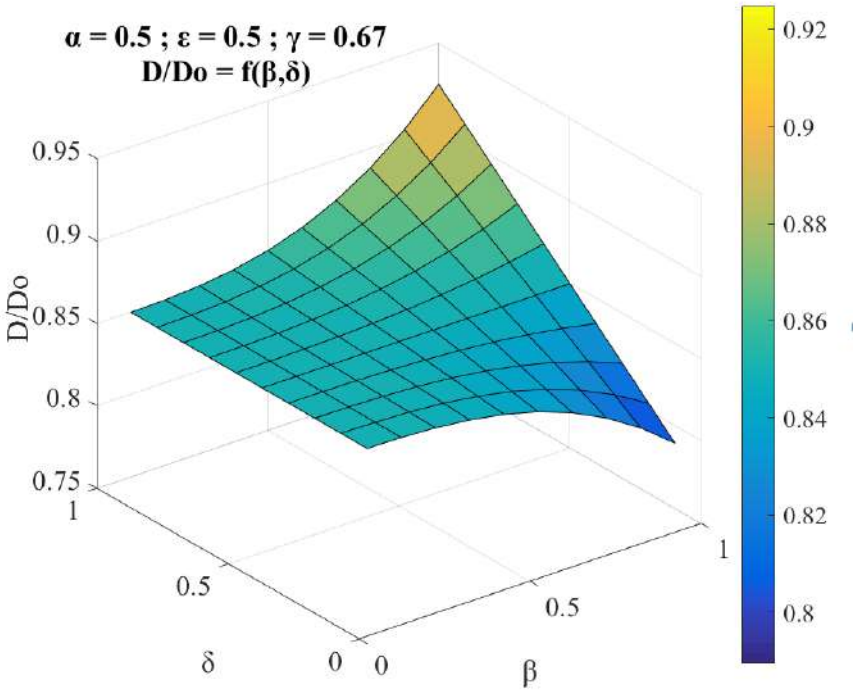



Figure 3.61: influence des propriétés (épaisseur et module d'élasticité) des inclusions sur la rigidité des panneaux.

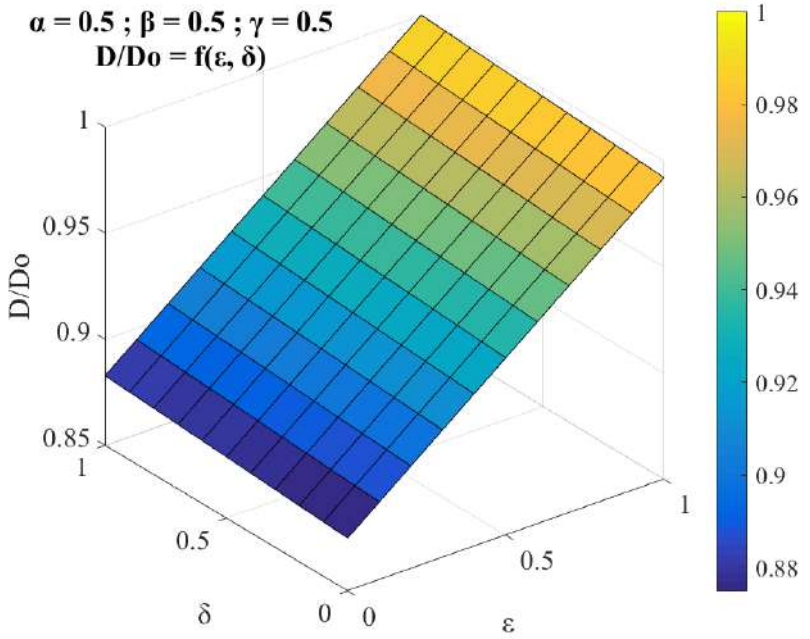



Figure 3.62: influence des propriétés mécaniques (modules d'élasticité) du liant et des inclusions sur la rigidité des panneaux.

#### 3.4.1.1.2. Validation du modèle analytique de prédiction de la rigidité du matériau sandwich

Afin de valider le modèle analytique proposé pour la prédiction de la rigidité du matériau sandwich, les résultats obtenus par le modèle ont été comparés aux résultats expérimentaux. Le tableau 3.20 présente ces résultats ainsi que les écarts en pourcentage. On note dans l'ensemble que le plus grand écart (enregistré avec le panneau P_70_r2_70_X2_ép.40) est de 12 %, environ. En prenant en compte les incertitudes sur les valeurs des propriétés des matériaux de base constituant les couches et les défauts de fabrication (imperfection de forme) des panneaux, on estime que le modèle analytique proposé traduit le comportement de la rigidité des panneaux.

Tableau 3.20: comparaison des résultats du modèle avec les résultats expérimentaux de la rigidité des panneaux.

| Echantillon | Rigidité moyenne (N.mm²) | | |
|---|---|---|---|
| | Résultat du modèle | Résultat expérimental | Ecart (%) |
| P_0_50_X1_ép.24 | 171896842 | 159784103,9 | 7,05 |
| P_0_67_X1_ép.24 | 160051630 | 143637413,6 | 10,26 |
| P_30_r1_50_X1_ép.24 | 176531119 | 161703606,5 | 8,33 |
| P_30_r1_67_X1_ép.24 | 153624600 | 149968614 | 2,26 |
| P_50_r1_50_X1_ép.24 | 179687350 | 164815309,9 | 8,17 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 164873417 | 153876189,5 | 6,51 |
| P_50_r1_67_X2_ép.24 | 284829089 | 250320668,3 | 12,03 |
| P_50_r2_67_X2_ép.24 | 260493719 | 265706120,8 | -2,00 |
| P_70_r2_67_X2_ép.24 | 298361002 | 273484742 | 8,34 |
| P_70_r2_70_X2_ép.30 | 575033666 | 530285144,7 | 7,78 |
| P_70_r2_70_X2_ép.40 | 1169099440 | 1293242255 | -10,62 |

### 3.4.1.1. Modélisation numérique du comportement des panneaux

Les objectifs poursuivis par la présente étude numérique sont de valider les résultats expérimentaux des propriétés élastiques et de rupture des panneaux, et d'analyser l'état de contrainte et de déformation de ces derniers pour mieux comprendre leur comportement pendant la sollicitation de flexion. Nous comparons alors ici les valeurs expérimentales et numériques de pente ($\Delta F / \Delta f$) de la droite d'ajustement du domaine linéaire de la courbe force - déplacement des panneaux, en flexion 3 points et 4 points. Comme l'endommagement des panneaux commence par la peau inférieure (quand la contrainte de rupture des CBPo est atteinte) d'après les observations faites lors des essais, nous comparons la force de rupture des peaux selon les deux approches analytique et numérique pour l'essai de flexion 4 points. Nous présentons également les états de contrainte et de déformation des panneaux, au moment de la rupture de la peau inférieure, c'est-à-dire la peau tendue. Les 3 catégories de panneaux étudiés sont la tri-couche P_0_50_X1_ép.24 et les sandwichs P_50_r1_67_X1_ép.24 et P_70_r2_67_X2_ép.40.

#### 3.4.1.1.1. Comparaison des valeurs expérimentales et numériques de pente et de force de rupture des peaux

Les valeurs expérimentales et numériques de pente et de force de rupture des peaux sont présentées dans les tableaux 3.21 et 3.22. La figure 3.63 compare les valeurs expérimentales moyennes avec les valeurs numériques de pente des droites d'ajustement de la partie linéaire de la courbe force - déplacement des trois types de panneaux en flexion 3 points. On observe que ces deux catégories de valeurs de pente sont très proches. La même observation se fait sur la figure 3.64 où sont comparées les valeurs des pentes des mêmes panneaux en flexion 4 points. Ces résultats permettent de valider les résultats expérimentaux des propriétés élastiques.
La figure 3.65 montre une comparaison entre les valeurs expérimentales et numériques de la force de rupture de la peau inférieure des panneaux en flexion 4 points. On note que les valeurs expérimentales sont globalement plus faibles que les valeurs numériques même si l'on peut remarquer que pour le panneau P_50_r1_67_X1_ép.24, ces valeurs sont très proches. La différence observée entre les deux catégories de valeurs de force pourrait être associée à la présence de zones de faiblesses probablement en lien avec la technique de fabrication utilisée.

Tableau 3.21: valeurs expérimentales et numériques de pente de zone linéaire des courbes force-flèche des panneaux en flexion 3 et 4 points.

| Panneau | Pente en flexion 3 points (N/mm) | | | Pente en flexion 4 points (N/mm) | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | Valeur expérimentale | | Valeur numérique | Valeur expérimentale | | Valeur numérique |
| | Valeur échantillon | Moyenne | | Valeur échantillon | Moyenne | |
| P_0_50_X1_ép.24 | 61,875<br>66,590<br>76,934 | 68,466 | 63,841 | 99,249<br>106,852<br>123,421 | 109,840 | 101,950 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 69,014<br>75,456<br>66,580 | 70,350 | 63,504 | 110,754<br>121,088<br>106,831 | 112,891 | 101,360 |
| P_70_r2_67_X2_ép.40 | 550,679<br>513,173<br>483,274 | 515,709 | 512,870 | 887,602<br>827,304<br>778,229 | 831,045 | 812,550 |

Tableau 3.22: valeurs expérimentales et numériques de force de rupture des panneaux en flexion 4 points.

| Panneau | Force de rupture peau en flexion 4 points (N) | | |
|---|---|---|---|
| | Valeur expérimentale | | Valeur numérique |
| | Valeur échantillon | Moyenne | |
| P_0_50_X1_ép.24 | 513,68<br>520,67<br>606,25 | 546,87 | 686,52 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 589,61<br>597,44<br>541,67 | 576,24 | 576,69 |
| P_70_r2_67_X2_ép.40 | 3038,27<br>2908,89<br>3285,48 | 3077,55 | 3858,24 |

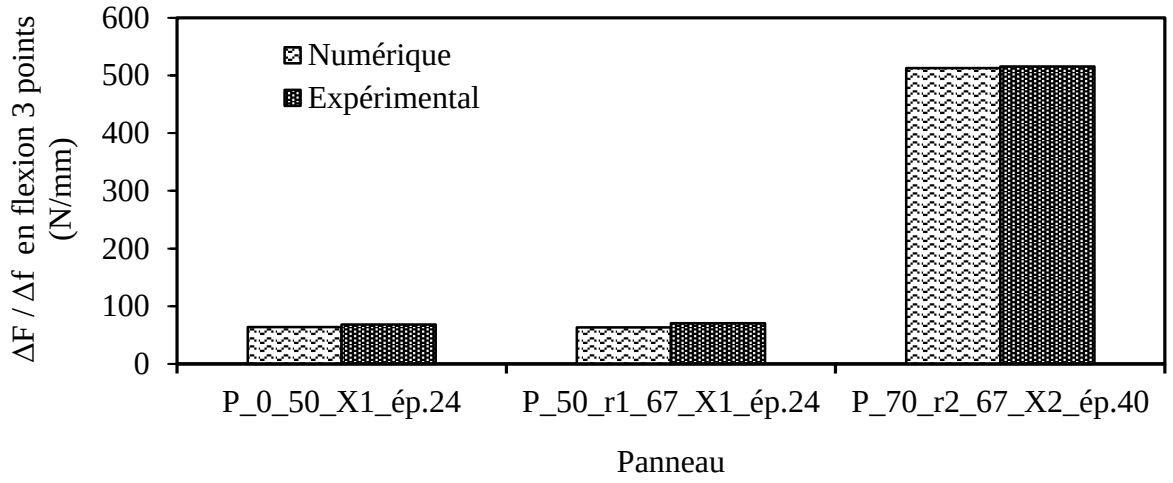



Figure 3.63: valeurs expérimentales et numériques comparées des pentes, ΔF/Δf, de la droite de d'ajustement du domaine linéaire de la courbe force - déplacement des panneaux en flexion 3 points.

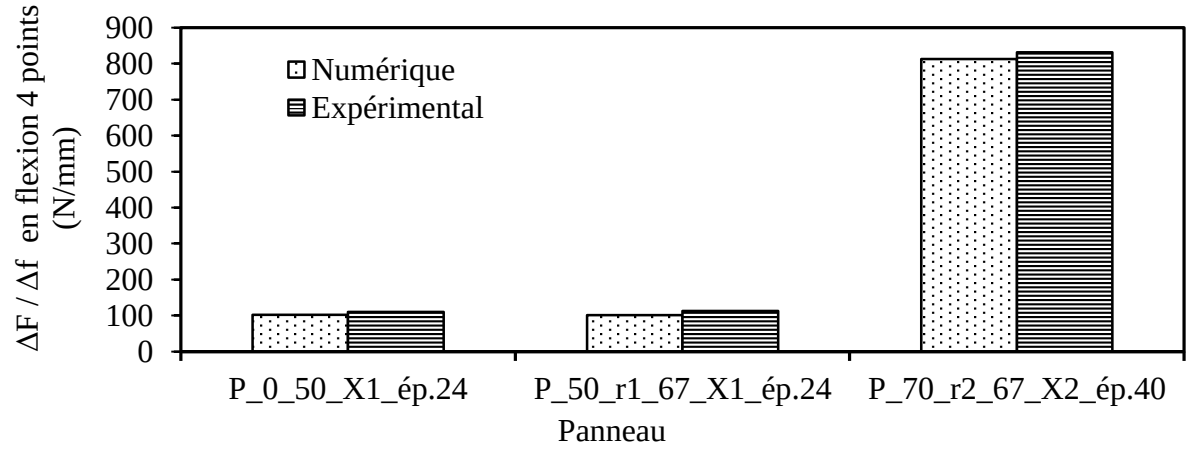



Figure 3.64: valeurs expérimentales et numériques comparées des pentes, ΔF/Δf, de la droite de d'ajustement du domaine linéaire de la courbe force - déplacement des panneaux en flexion 4 points.

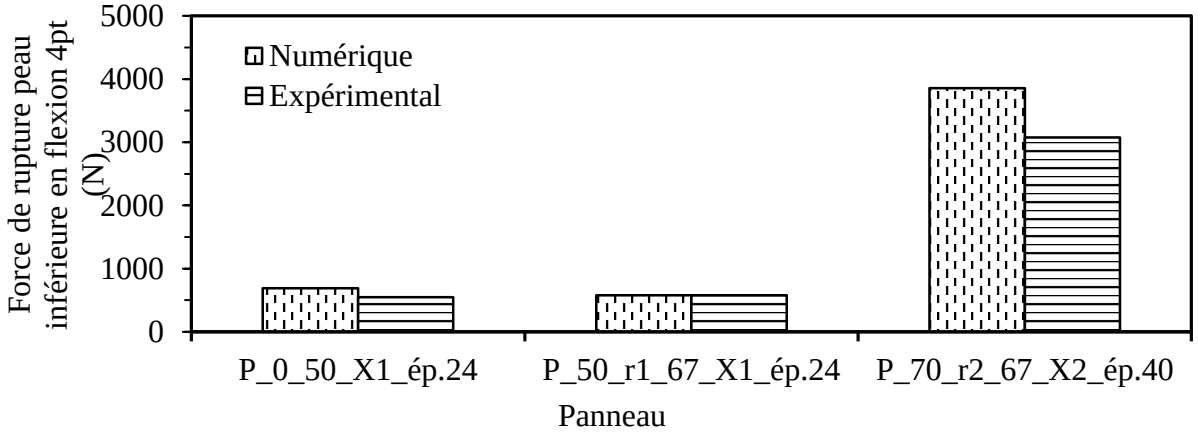



Figure 3.65: valeurs expérimentales et numériques comparées de la force de rupture de la peau inférieure des panneaux en flexion 4 points.

#### 3.4.1.1.2. Distribution des contraintes dans les panneaux

L'étude numérique de la distribution des contraintes dans le sens de l'épaisseur des panneaux a été réalisée aussi bien en flexion 3 points qu'en flexion 4 points, pour les trois catégories de panneaux, à travers les inclusions et hors inclusions (à travers le liant). L'ensemble des résultats obtenus est présenté à l'annexe A-2. On pourra constater que les états correspondent à la contrainte de rupture par traction des CBPo (matériaux des peaux) utilisés, c'est-à-dire 4,450 MPa pour la tri-couche P_0_50_X1_ép.24 et le sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24, et 10 MPa pour le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40. On notera également que les distributions de contrainte obtenues sont, dans l'ensemble, typiques des modes de sollicitation simulés : la distribution est symétrique, les contraintes maximum se situent dans les sections où le moment de flexion est maximum et au niveau des points les plus éloignés du plan moyen.

Dans ce passage, nous nous limitons à l'analyse des résultats obtenus sur la tri-couche P_0_50_X1_ép.24 et le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40, en flexion 4 points. Les figures 3.66 à 3.68 montrent ces résultats. La figure 3.66 montre la distribution de contrainte dans la tri-couche P_0_50_X1_ép.24, d'épaisseur 24 mm (panneau sans inclusions). On observe sur cette figure qu'au moment où la peau inférieure rompt à 4,450 MPa, la contrainte dans l'âme (en CBPl) reste faible, avec moins de 1,487 MPa dans les sections les plus sollicitées, c'est-à-dire celles situées entre les rouleaux supérieurs. La distribution de contrainte observée sur la figure 3.66, reste quasiment inchangée dans le sens de la largeur.

La figure 3.67 présente la distribution de contrainte dans le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40, d'épaisseur 40 mm, à travers le liant comme dans le cas de la tri-couche. Cette distribution correspond à un état où la peau inférieure a rompu sous une contrainte de 10 MPa, comme indiqué précédemment. On observe sur cette figure, une zone large en épaisseur autour du plan moyen (partie délimitée en blanc) presque non sollicitée. En revanche, à travers les inclusions (figure 3.68), la zone faiblement sollicitée (partie délimitée en blanc) est beaucoup plus étroite. De ces observations, on déduit que, dans l'âme des panneaux sandwichs, les efforts de sollicitation sont principalement repris par les inclusions. Ceci confirme le rôle de renfort que jouent les inclusions, tel que mis en évidence lors de l'analyse des résultats expérimentaux.

Au niveau de la peau en contact avec appuis inférieurs, on peut noter une concentration de contrainte (de l'ordre de 3,337 MPa) imputable à la charge relativement élevée supportée par le panneau ; cependant, cette contrainte reste bien plus faible que la contrainte maximale (10 MPa) dans cette couche.

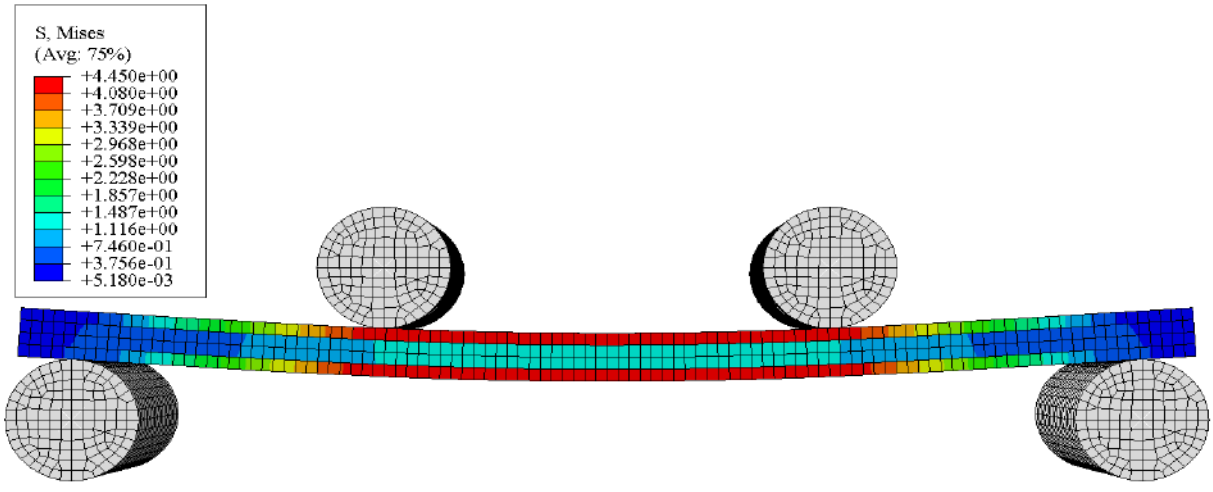



Figure 3.66: distribution de contrainte dans la tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 4 points.

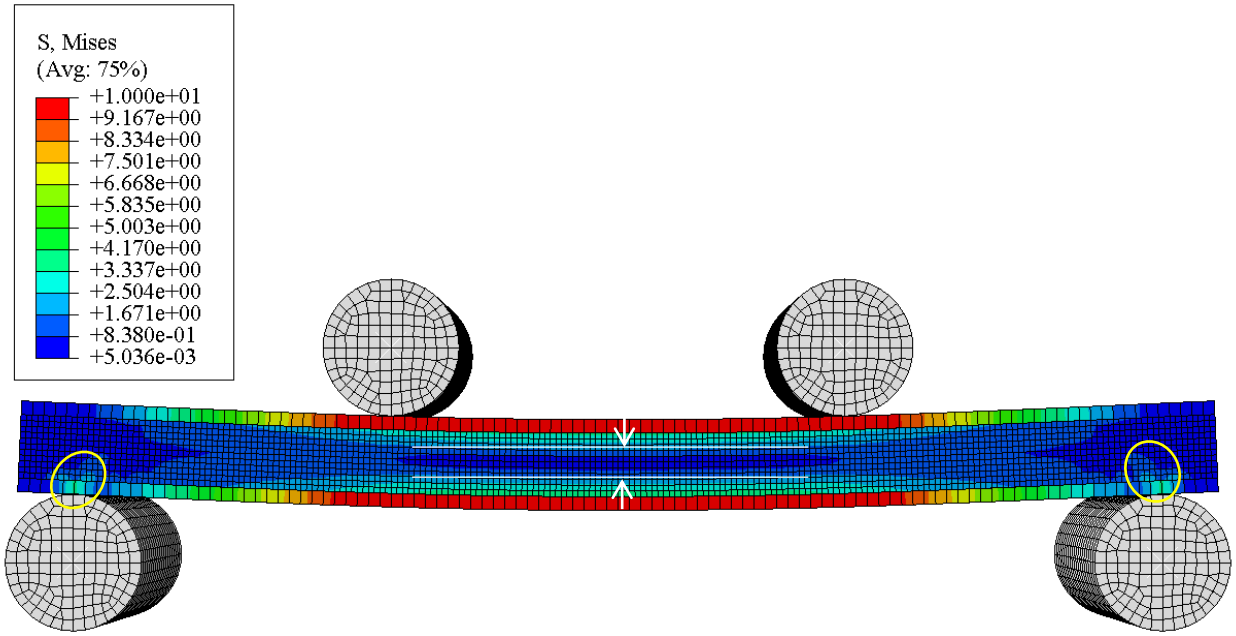



Figure 3.67: distribution de contrainte dans le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points, à travers le liant.

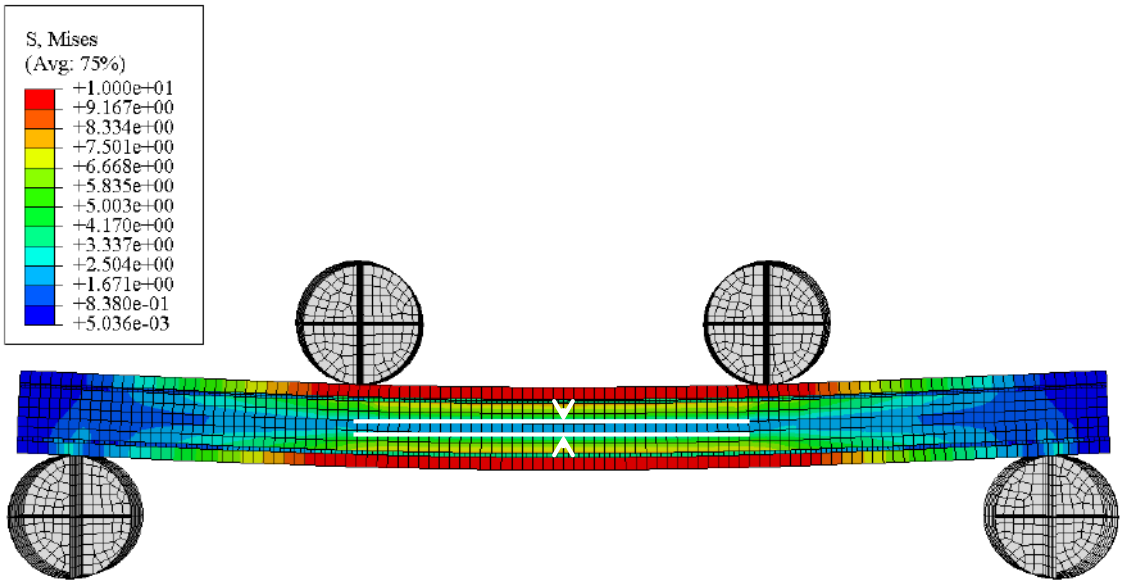



Figure 3.68: distribution de contrainte dans le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points, à travers les inclusions.

#### 3.4.1.1.3. Etat de déformation

Les champs de déplacement de la tri-couche P_0_50_X1_ép.24 et du sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points, sont présentés sur les figures 3.69 et 3.70, respectivement. Ces champs correspondent aux états de contraintes présentés ci-dessus. Sur les deux figures, le mode de déformation obtenu est globalement caractéristique de la sollicitation de flexion 4 points, marqué par une symétrie des déplacements. Au voisinage des rouleaux

inférieurs (partie entourée en jaune), on observe sur les deux figures, des ‘’ondes’’’ de déplacements qui s’amortissent à mesure qu’on s’éloigne des rouleaux. Dans une section droite du panneau située à l’intérieur de la zone d’ondes, le déplacement des points n’est pas uniforme. Les points de la peau supérieure se déplacent plus que les autres points. Ces figures de champs indiquent donc qu’il existe des déplacements dans le sens de l’épaisseur. Sur la figure 3.69, on peut observer que ces déplacements ne varient presque pas dans le sens de la largeur des panneaux.

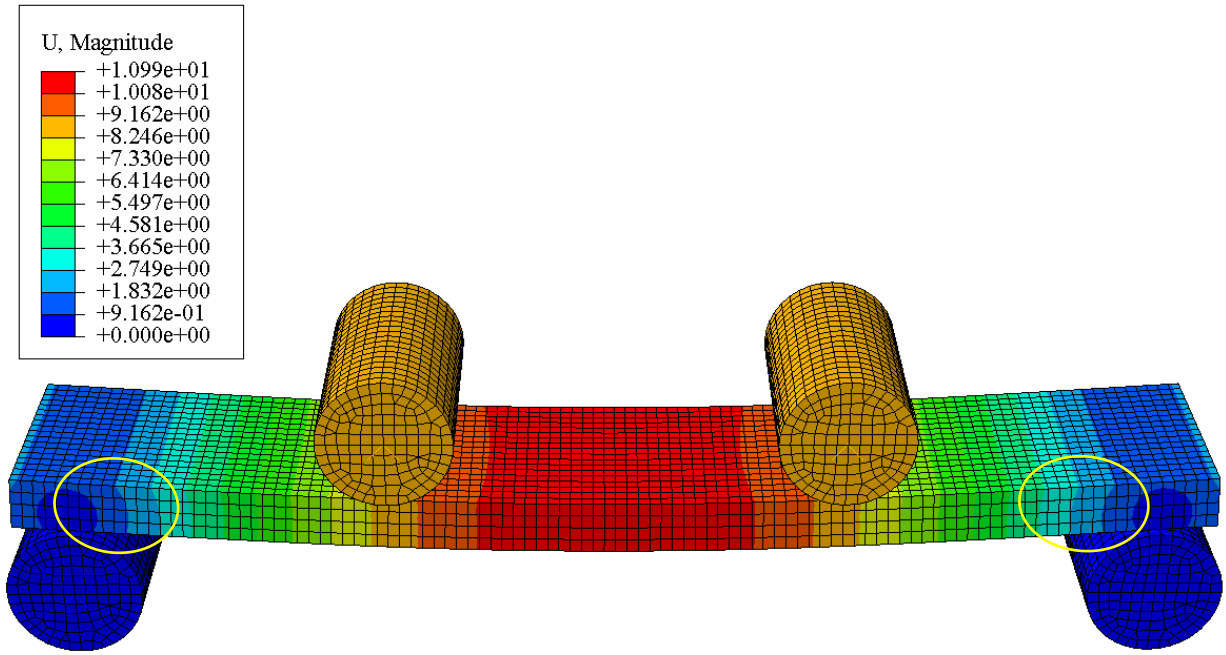



Figure 3.69: champ de déplacements de la tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 4 points (perspective)**.**

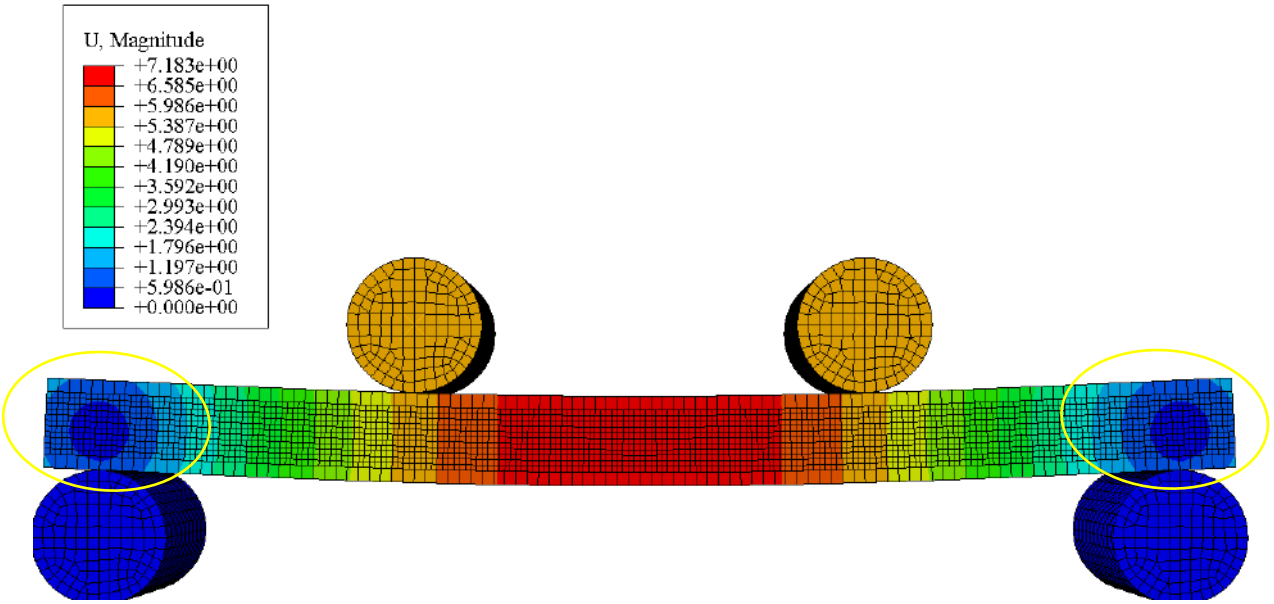



Figure 3.70: champ de déplacements du sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points.

### 3.4.2. Modélisation de la conductivité thermique du matériau sandwich

Afin de trouver une loi de prédiction de la conductivité thermique des panneaux, deux modèles analytiques d'homogénéisation, inspirés de la littérature, sont formulés : un modèle dénommé ici modèle $M_1$ basé sur le modèle analogique d'association de résistances thermiques, et un second modèle, $M_2$, obtenu de la combinaison du modèle de Rayleigh et de la loi de mélange.

#### 3.4.2.1. Comparaison des résultats expérimentaux de la conductivité thermique avec les résultats donnés par les modèles - Validation

Les résultats de conductivité thermique des panneaux obtenus des deux modèles (M1 et M2) et ceux issus des mesures expérimentales, sont présentés dans le tableau 3.23.
La figure 3.71 compare les trois types de résultats. On observe sur cette figure que les résultats du modèle M1 sont très proches de ceux expérimentaux, pour tous les panneaux étudiés. L'écart maximum enregistré est moins de 8 % (tableau 3.23). On explique ces écarts par les incertitudes sur les valeurs des conductivités des matériaux de base constituant les différents types de panneaux tri-couches et sandwichs. Le modèle M1 permet donc de décrire la conductivité thermique des panneaux et peut alors être validé.
Les résultats du modèle M2 sont également proches des résultats expérimentaux, pour les panneaux sans inclusions (P_0_50_X1_ép.24 et P_0_67_X1_ép.24). En revanche, sur la même figure (figure 3.71), on constate que les deux résultats du modèle M2 (borne inférieure λ- et borne supérieure λ+) s'écartent des résultats expérimentaux mais divergent aussi, à mesure que la proportion des inclusions (0, 30 %, 50 %, 70%) dans les panneaux augmente. Le modèle de Rayleigh utilisé pour homogénéiser la conductivité de l'âme des panneaux, est responsable de ce comportement de la propriété. Cette tendance de divergence des valeurs de conductivité thermique évaluée par la formule de Rayleigh, a déjà été observée par **Pietrak et Wisniewski (2015**) dans le cas des composites avec des inclusions cylindriques. Le modèle M2 ne décrit donc pas le comportement des panneaux et ne peut donc être validé.

Tableau 3.23: valeurs de conductivité thermique des panneaux, données par les modèles M1 et M2 et des mesures expérimentales.

| Panneau | Conductivité thermique ($W.m^{-1}.°C^{-1}$) | | | | Ecart entre λtheor (modèle M1) et λexp (%) |
|---|---|---|---|---|---|
| | Modèle théorique M1 λtheor | Modèle théorique M2 (Rayleigh & loi des mélanges) | | Valeur Expérimentale moyenne λexp | |
| | | Borne inférieure (Voigt) λ- | Borne supérieure (Reuss) λ+ | | |
| P_0_50_X1_ép.24 | 0,165 | 0,165 | 0,173 | 0,152 | 7,75 |
| P_0_67_X1_ép.24 | 0,178 | 0,178 | 0,186 | 0,169 | 5,47 |
| P_30_r1_50_X1_ép.24 | 0,146 | 0,186 | 0,214 | 0,136 | 7,19 |
| P_30_r1_67_X1_ép.24 | 0,147 | 0,223 | 0,263 | 0,141 | 4,12 |
| P_50_r1_50_X1_ép.24 | 0,134 | 0,196 | 0,240 | 0,126 | 6,29 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 0,125 | 0,247 | 0,320 | 0,129 | -3,39 |
| P_50_r1_67_X2_ép.24 | 0,122 | 0,235 | 0,316 | 0,124 | -2,02 |
| P_50_r2_67_X2_ép.24 | 0,131 | 0,235 | 0,316 | 0,127 | 3,42 |

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| P_70_r2_67_X2_ép.24 | 0,110 | 0,257 | 0,392 | 0,106 | 3,85 |
| P_70_r2_70_X2_ép.30 | 0,117 | 0,254 | 0,380 | 0,115 | 1,02 |
| P_70_r2_70_X2_ép.40 | 0,113 | 0,279 | 0,441 | 0,110 | 2,83 |

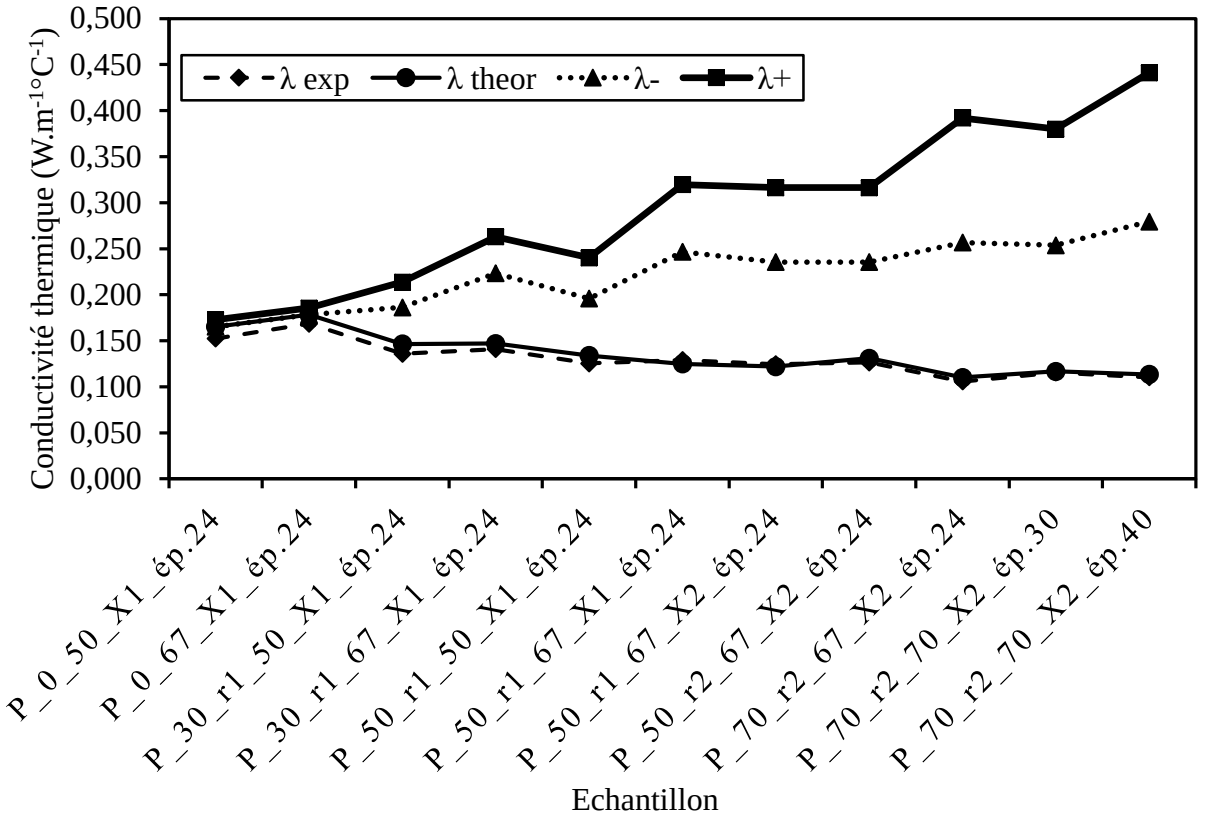



Figure 3.71: comparaison des résultats issus des modèles et des mesures expérimentales de la conductivité thermique des panneaux.

### 3.4.2.2. Comportement de la conductivité thermique générée par le modèle validé (modèle M2)

Les variations de la conductivité thermiques des panneaux tri-couches et sandwichs en fonction des variables géométriques ($\alpha$, $\beta$ et $\gamma$) et matérielles ($\omega$ et $\varphi$), sont représentées par l'équation 2.57 (chapitre 2). L'analyse de cette équation, permet de distinguer les cas limites ci-après :

- Si $\gamma = 0$, alors la conductivité thermique du sandwich s'identifie à celle d'un panneau en CBPo ;
- Si $\alpha = 0$, ou $\beta = 0$, ou $\omega = \varphi$, la conductivité thermique est celle d'un panneau tri-couche.

La figure 3.72 montre l'influence de la largeur et de l'épaisseur des inclusions sur la conductivité thermique des panneaux. On observe que pour les faibles valeurs de la largeur des inclusions ($\alpha$ petit), l'épaisseur influence peu la conductivité ; de même, quand l'épaisseur des inclusions est petite ($\beta$ petit), la largeur n'influence presque pas la conductivité. En revanche, pour les grandes valeurs de l'une de ces variables, les valeurs élevées de l'autre variable provoque une forte réduction de la conductivité des panneaux. La plus faible valeur de la

conductivité, qui rend le panneau isolant, est donnée par les grandes valeurs de la largeur et de l'épaisseur des inclusions ($\alpha = 1$ et $\beta = 1$).

L'influence de l'épaisseur des inclusions et de l'épaisseur de l'âme sur la conductivité thermique des panneaux, est visualisée sur la figure 3.73. On observe sur cette figure que la conductivité des panneaux prend ses faibles valeurs avec les petites valeurs de l'épaisseur de l'âme ($\gamma$ tend vers 0), la valeur minimale étant obtenue quand $\gamma$ est nul, comme vu précédemment. De plus, on note que la conductivité croît quasi régulièrement avec l'épaisseur de l'âme mais l'accroissement diminue à mesure que l'épaisseur des inclusions augmente ($\beta$ croissant). Lorsque l'épaisseur de l'âme doit augmenter, il faudra davantage élever l'épaisseur des inclusions afin de prétendre obtenir des valeurs de conductivité relativement basses aux fins d'isolation thermique.

Mais, lorsqu'on augmente l'épaisseur de l'âme ($\gamma$ croissant) tout en augmentant la largeur des inclusions ($\alpha$ croissant) (figure 3.74), on observe une réduction de la valeur de la conductivité des panneaux. Globalement, les faibles valeurs de la conductivité sont obtenues avec les grandes valeurs de la largeur des inclusions ou les petites valeurs de l'épaisseur de l'âme.

Si l'augmentation de la largeur des inclusions réduit la valeur de conductivité des sandwichs, lorsque cette augmentation de largeur est couplée avec une réduction de la conductivité des inclusions (faibles valeurs de $\varphi$), la valeur de la conductivité des panneaux diminue et confère à ces derniers un caractère plus isolant (figure 3.75).

La figure 3.76 montre également qu'une réduction de la conductivité des inclusions associée à une augmentation de l'épaisseur de ces dernières, conduit à baisser considérablement la valeur de la conductivité des panneaux.

Cependant, l'influence de la conductivité du liant est bien plus importante que celle des inclusions. En effet, la figure 3.77 montre que lorsqu'on fait varier les conductivités des deux constituants (liant et inclusions), les variations de la conductivité des panneaux ne dépend presque plus de la conductivité des inclusions ($\varphi$) mais plutôt de celle du liant (ou $\omega$), pour les rapports des dimensions géométriques fixées ($\alpha = \beta = \gamma = 0{,}5$). Cette influence de la conductivité du liant est plus marquée pour les faibles valeurs que pour les grandes teneurs (comportement asymptotique).

De ce qui précède, on peut retenir que l'augmentation des dimensions géométriques d'inclusions à faible conductivité thermique permet de rendre davantage isolant les panneaux sandwichs.

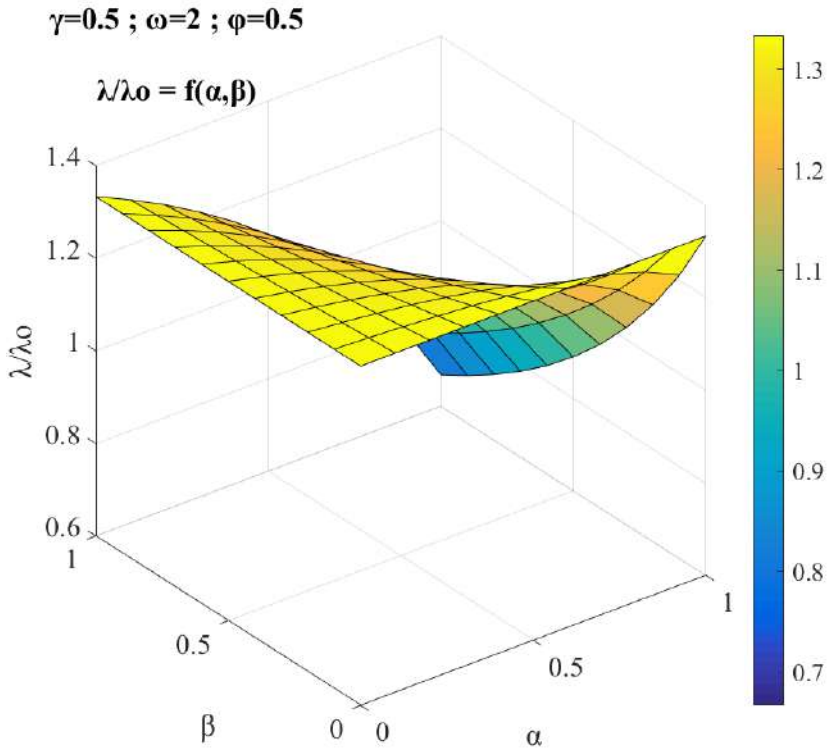



Figure 3.72: influence de la largeur et de l'épaisseur des inclusions sur la conductivité thermique des panneaux.

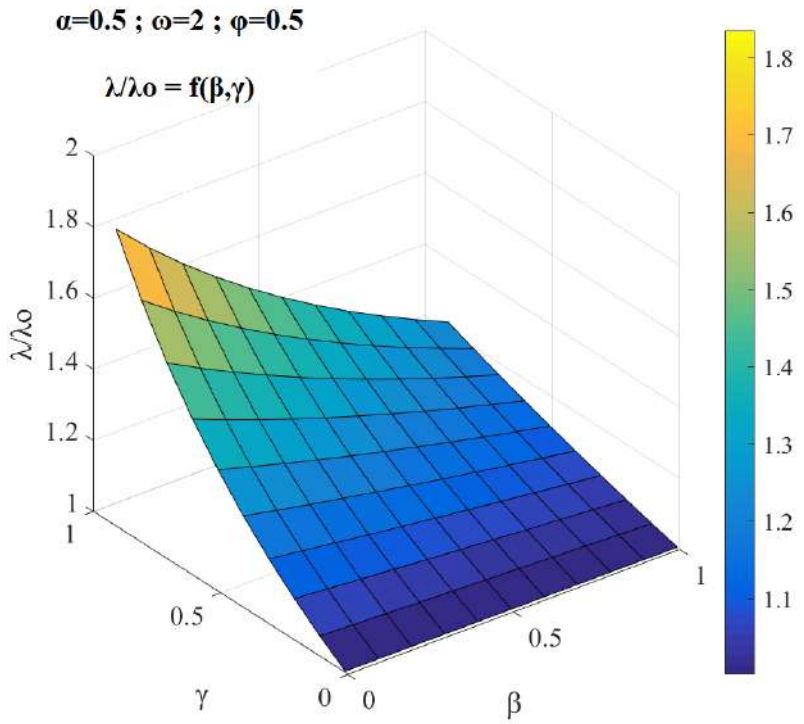



Figure 3.73: influence de l'épaisseur des inclusions et de l'épaisseur de l'âme sur la conductivité thermique des panneaux.

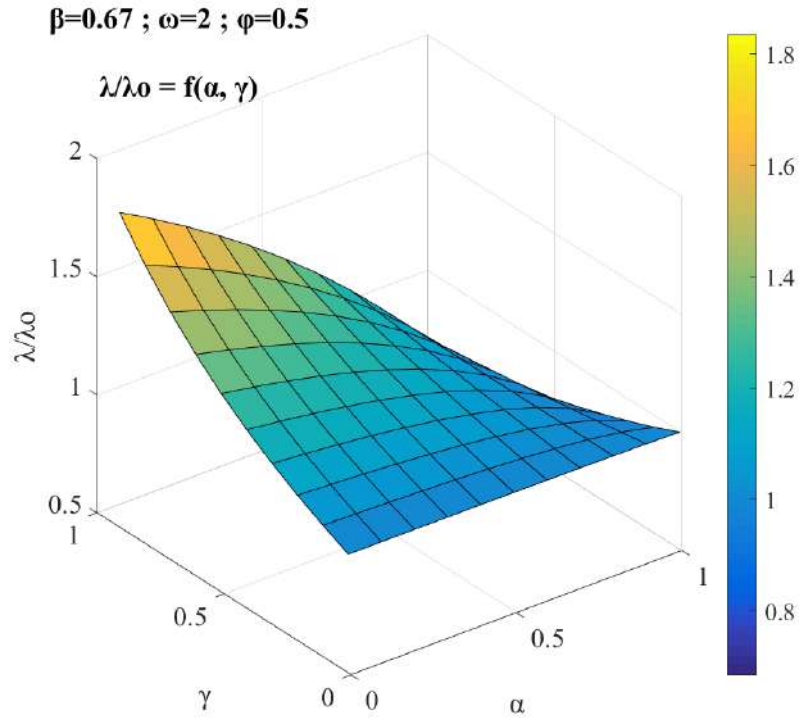



Figure 3.74: influence de la largeur des inclusions et de l'épaisseur de l'âme sur la conductivité thermique des panneaux.

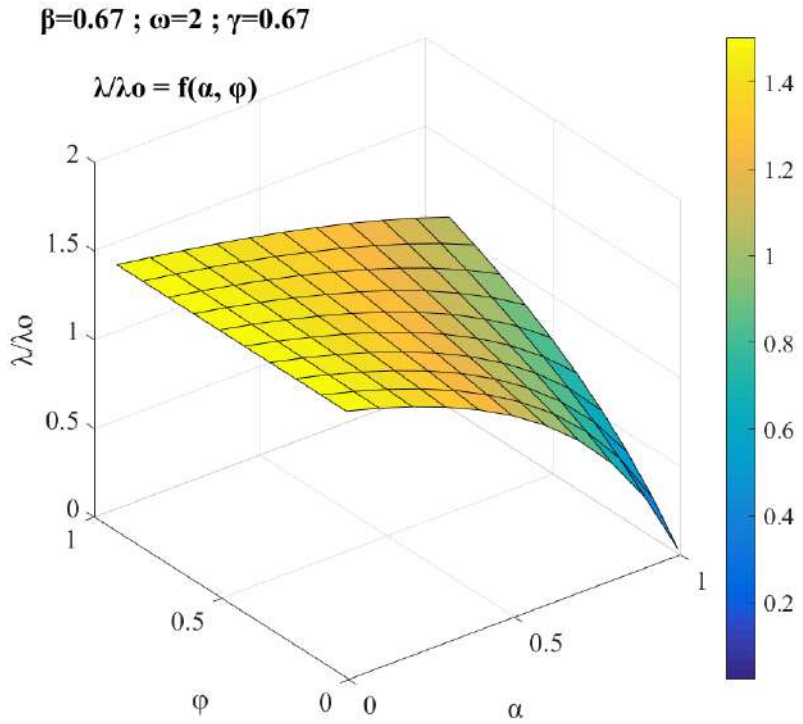



Figure 3.75: influence de la largeur et de la conductivité thermique des inclusions sur la conductivité thermique des panneaux.

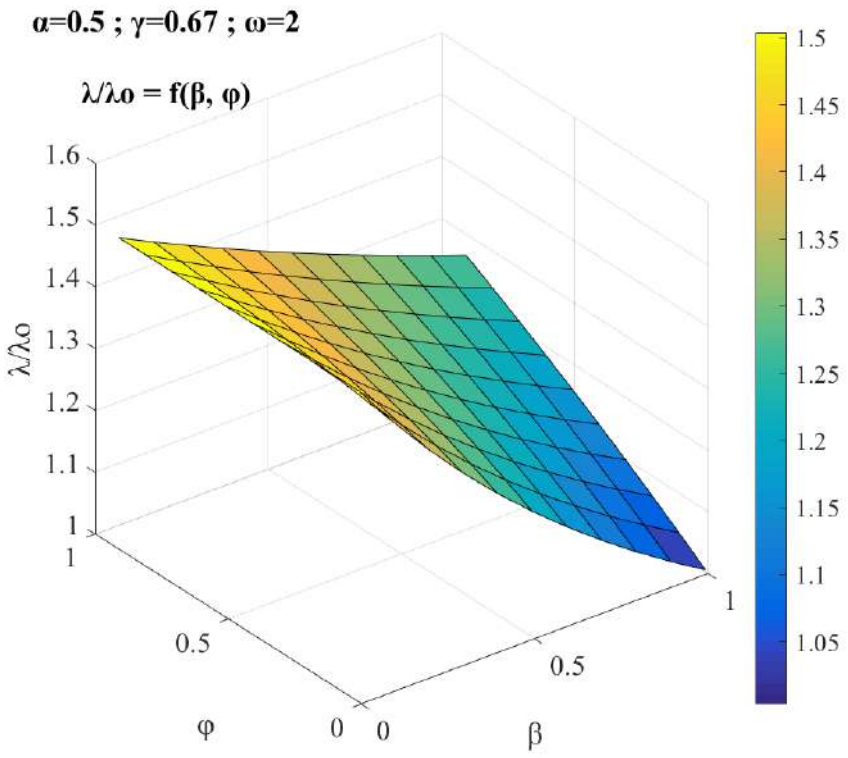



Figure 3.76: influence de l'épaisseur et de la conductivité thermique des inclusions sur la conductivité thermique des panneaux.

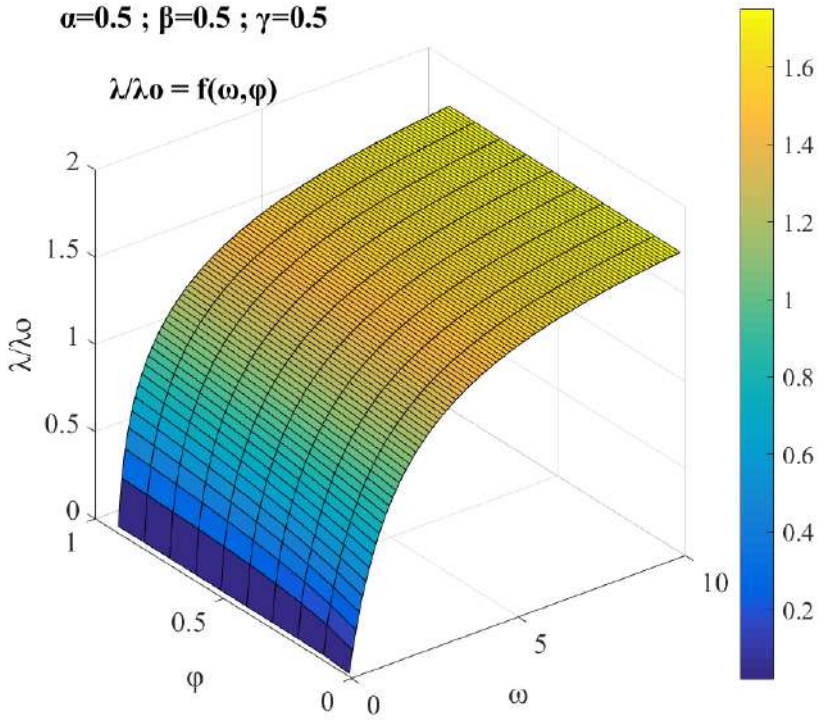



Figure 3.77: influence de la conductivité thermique du liant et des inclusions sur la conductivité thermique des panneaux.

## 3.5. Comparaison des propriétés du matériau sandwich avec celles d'autres matériaux

### 3.5.1. Comparaison des propriétés mécaniques des panneaux sandwichs avec celles des panneaux tri-couches et des composites constituants (CBPo et CBPl)

Le présent travail visait principalement à réaliser un matériau nouveau dont les performances seraient meilleures à celles des composites qui le constituent. Afin de vérifier l'hypothèse de réalisation d'un matériau de meilleures performances par rapport à celles des matériaux de base, nous évaluons ici les performances des matériaux sandwichs, en comparant leurs propriétés avec celles des tri-couches et celles des composites monolithiques, CBPo et CBPl. Les propriétés considérées sont la densité, le module d'élasticité équivalent spécifique et la contrainte de rupture spécifique (tableau 3.24 et 3.25). Le gain évalué indique, lorsqu'il est positif, une augmentation des propriétés des sandwichs par rapport au matériau pris comme référence ; il s'agit d'une réduction dans le cas contraire.

La comparaison des propriétés spécifiques des panneaux sandwichs avec celles des panneaux tri-couches (panneau de référence, P_0_67_X1_ép.24) montre que les panneaux sandwichs sont tous plus légers que les tri-couches (tableau 6.6-a) ; le gain en poids varie de 16,8 % enregistré avec le sandwich P_30_r1_50_X1_ép.24 à 40,1 % enregistré avec le sandwich P_70_r2_70_X2_ép.40 qui est donc le plus léger de tous les panneaux étudiés. Les valeurs de module équivalent spécifique des sandwichs sont également plus élevées que celles des tri-couches, avec un gain variant de 32,9 % (P_30_r1_67_X1_ép.24) à 237,1% (P_70_r2_70_X2_ép.40), soit une multiplication par plus de 2. La même tendance est observée au niveau de la contrainte spécifique de tous les panneaux sandwichs ; le gain en contrainte varie de 11,6 % (P_30_r1_50_X1_ép.24) à 241,7 % (P_70_r2_70_X2_ép.40). Il ressort de ce qui précède que le panneau P_70_r2_70_X2_ép.40 est celui qui présente les performances les plus élevées avec une augmentation des propriétés mécaniques de 2 fois par rapport aux tri-couches.

Par rapport au CBPo (matériau des peaux), les sandwichs présentent également des performances plus élevées (tableau 3.25). Le gain en poids est compris entre 8,5 % et 31,8 %, le gain en module équivalent spécifique, entre 40,1 % (P_30_r1_67_X1_ép.24) et 98,3 % (P_70_r2_70_X2_ép.40) et en contrainte spécifique, entre 10,7 % (P_50_r1_67_X1_ép.24) et 57,8 % (P_70_r2_67_X2_ép.24). Le panneau P_70_r2_70_X2_ép.40 reste le plus léger et le plus rigide mais le plus résistant est le P_70_r2_67_X2_ép.24.

En comparant les sandwichs au CBPl (liant), on observe qu'ils sont plus légers avec 20,6 % à 42,9 % de gain en poids et 2 à 5 fois plus rigides (tableau 3.25). Les sandwichs sont également 21,6 % à plus de 2 fois plus résistants que le CBPl. Le panneau P_70_r2_70_X2_ép.40 reste le plus léger (42,9 %) et le plus rigide (plus de 5 fois plus rigide (511,4 %)) et le plus résistant (près de 2 fois plus (190,8 %)).

Dans l'ensemble, les panneaux sandwichs présentent des propriétés plus élevées que celles des CBP monolithiques qui les constituent ou leurs homologues tri-couches formées de ces mêmes matériaux de base.

Tableau 3.24: valeurs comparées des propriétés mécaniques spécifiques des sandwichs, tri-couches.

| | Caractéristiques spécifiques | Gain Sandwich / Tricouche |
|---|---|---|

| Désignation des panneaux | Densité | Module équivalent spécifique (MPa. $kg^{-1}.m^3$) | Contrainte de rupture spécifique (MPa. $kg^{-1}.m^3$) | Gain en poids (%) | Gain en Module équivalent spécifique (%) | Gain en Contrainte spécifique (%) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| P_0_50_X1_ép.24 | 0,847 | 1771,53 | 5,42 | 2,1 | 14,8 | -1,3 |
| P_0_67_X1_ép.24 (*) | 0,865 | 1542,91 | 5,49 | 0,0 | 0,0 | 0,0 |
| P_30_r1_50_X1_ép.24 | 0,720 | 2081,01 | 6,13 | 16,8 | 34,9 | 11,6 |
| P_30_r1_67_X1_ép.24 | 0,696 | 2050,89 | 6,42 | 19,5 | 32,9 | 17,0 |
| P_50_r1_50_X1_ép.24 | 0,655 | 2368,70 | 7,15 | 24,3 | 53,5 | 30,3 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 0,611 | 2374,26 | 8,15 | 29,4 | 53,9 | 48,5 |
| P_50_r1_67_X2_ép.24 | 0,604 | 3842,95 | 16,49 | 30,2 | 149,1 | 200,4 |
| P_50_r2_67_X2_ép.24 | 0,620 | 3995,69 | 16,96 | 28,3 | 159,0 | 209,0 |
| P_70_r2_67_X2_ép.24 | 0,543 | 4641,05 | 19,25 | 37,3 | 200,8 | 250,6 |
| P_70_r2_70_X2_ép.30 | 0,552 | 4727,24 | 17,02 | 36,2 | 206,4 | 210,0 |
| P_70_r2_70_X2_ép.40 | 0,518 | 5201,66 | 18,76 | 40,1 | 237,1 | 241,7 |

Tableau 3.25: valeurs comparées des propriétés mécaniques spécifiques des sandwichs CBPo et CBPl.

| Désignation des panneaux | Gain Sandwich / CBPo | | | Gain Sandwich / CBPl | | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | Gain en poids (%) | Gain en Module équivalent spécifique (%) | Gain en Contrainte spécifique (%) | Gain en poids (%) | Gain en Module équivalent spécifique (%) | Gain en Contrainte spécifique (%) |
| P_0_50_X1_ép.24 | -7,7 | 21,0 | -26,5 | 6,6 | 108,2 | -16,0 |
| P_0_67_X1_ép.24 (*) | -10,0 | 5,4 | -25,5 | 4,6 | 81,3 | -14,9 |
| P_30_r1_50_X1_ép.24 | 8,5 | 42,2 | -16,8 | 20,6 | 144,6 | -5,0 |
| P_30_r1_67_X1_ép.24 | 11,5 | 40,1 | -12,8 | 23,3 | 141,0 | -0,4 |
| P_50_r1_50_X1_ép.24 | 16,8 | 61,8 | -2,9 | 27,8 | 178,4 | 10,9 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 22,4 | 62,2 | 10,7 | 32,6 | 179,1 | 26,4 |
| P_50_r1_67_X2_ép.24 | 20,5 | 46,5 | 35,2 | 33,4 | 351,7 | 155,7 |
| P_50_r2_67_X2_ép.24 | 18,4 | 52,3 | 39,1 | 31,6 | 369,6 | 163,0 |
| P_70_r2_67_X2_ép.24 | 28,5 | 76,9 | 57,8 | 40,2 | 445,5 | 198,4 |
| P_70_r2_70_X2_ép.30 | 27,3 | 80,2 | 39,5 | 39,2 | 455,6 | 163,9 |
| P_70_r2_70_X2_ép.40 | 31,8 | 98,3 | 53,8 | 42,9 | 511,4 | 190,8 |

### 3.5.2. Comparaison des propriétés mécaniques des matériaux sandwichs étudiés avec celles d'autres matériaux similaires

Dans le tableau 3.26 sont présentées les propriétés des composites étudiés et celles de matériaux similaires pour comparaison. Il s'agit du module d'élasticité équivalent en flexion, de la rigidité en cisaillement, du module de cisaillement de l'âme, de la contrainte de cisaillement dans l'âme, de la contrainte de rupture des peaux et de la force de rupture flexion 4 points. Dans la 1ème partie du tableau, sont présentées les valeurs de propriétés des panneaux sandwichs et tri-couches étudiés et, dans la 2ème partie, les valeurs des propriétés de matériaux homologues recensés dans la littérature.

Le module d'élasticité équivalent des panneaux étudiés varie de 1450,5 à 2695,9 MPa. Ces valeurs de modules sont supérieures à celles du sandwich à base de fibres de jute (peau) et de liège (âme) de **Belkacemi et Bezzazi, (2016)** ; elles sont 2 à 4 fois plus élevées que celle du sandwich à âme en nid d'abeille en polypropylène d'**Arbaoui (2014)** ; en revanche, elles sont proches des valeurs de module du sandwich en bio-composite à peau en bois de pin d'Alep et à âme en liège aggloméré de **Lakhreb et al. (2015)**.

Les valeurs de rigidité en cisaillement de tous les panneaux étudiés sont beaucoup plus élevées que celles des sandwichs similaires à l'exception du sandwich de **Belkacemi et Bezzazi, (2016)** qui est dans le même ordre de grandeur. La même tendance s'observe avec le module de cisaillement ; cependant, le module du sandwich de **Belkacemi et Bezzazi, (2016)** reste plus élevé que celui des panneaux étudiés. Globalement, les panneaux sandwichs étudiés présentent des propriétés élastiques plus élevées que celles de ses homologues pris en comparaison.

En ce qui concerne les valeurs de la contrainte de cisaillement dans l'âme des panneaux étudiés, elles sont comprises entre 0,18 et 0,58 MPa. Elles sont dans le même ordre de grandeur que la contrainte de cisaillement des panneaux des différents auteurs mentionnés.

La contrainte de rupture des peaux des sandwichs étudiés étant comprises entre 4 et 10 MPa, elle est dans le même ordre de grandeur que celle du sandwich de **Belkacemi et Bezzazi, (2016)** ou celle du sandwich d'épaisseur 40 mm de **Lakhreb et al. (2015)**. En revanche, cette contrainte reste plus faible que celle des matériaux des autres auteurs (**Arbaoui, 2014 ; Hami et al., 2013 ; Studzinski et Pozorski, 2016 ; Lakhreb et al., 2015** pour sandwich d'épaisseur 20 mm).

La force de rupture en flexion des panneaux étudiés varie de 546,9 N à 3077,5 N. Ces valeurs sont dans le même ordre de grandeur que celles des panneaux des différents auteurs sauf le panneau de **Hami et al. (2013)** qui est plus résistant avec une force de 4500 N et celui de **Chan et al. (2016)** qui apparaît 2 à 10 fois moins résistant avec une force de 310 N.

Dans l'ensemble, on peut remarquer que tous nos panneaux ((P_0_50_X1_ép.24 à P_70_r2_67_X2_ép.40)) mentionnés dans le tableau 3.26 sont moins élastiques en flexion mais plus élastiques en cisaillement que le sandwich de **Belkacemi et Bezzazi, (2016)**. Le panneau P_70_r2_67_X2_ép.24 a presque la même force de résistance que le sandwich de ces derniers alors que les panneaux P_70_r2_67_X2_ép.30 et P_70_r2_67_X2_ép.40 ont une force de résistance de 1,33 à 2,56 fois supérieure. Le panneau P_70_r2_67_X2_ép.40 a une plus forte rigidité en flexion et en cisaillement longitudinal que le sandwich de **Hami et al. (2013)** mais une contrainte et une force de rupture plus faibles. Ce panneau présente des propriétés élastiques plus de 4 fois plus élevées et une force de rupture plus grande que tous les sandwichs d'**Arbaoui (2014),** de **Lakhreb et al. (2015)** ou même de **Studzinski et Pozorski (2016)**. La contrainte de rupture de ce panneau (P_70_r2_67_X2_ép.40) reste néanmoins plus faible. On remarque également que le panneau P_70_r2_67_X2_ép.30 présente de meilleures propriétés élastiques

avec une force de rupture de même ordre de grandeur que certains sandwichs d'**Arbaoui (2014)**.
De ce qui précède, on peut constater que les panneaux sandwichs étudiés peuvent être utilisés dans plusieurs applications dans le bâtiment, en substitution aux sandwichs homologues présentés ci-dessus.

### 3.5.3. Comparaison de la conductivité thermique du matériau sandwich étudié avec celle des CBP constituants et d'autres sandwichs similaires

Les panneaux étudiés ont également d'intéressantes propriétés thermo-physiques. Le tableau 3.27 présente une comparaison de la conductivité thermique de ces panneaux avec celle d'autres matériaux sandwichs ou multicouches. Les panneaux tri-couches ont une conductivité comprise entre 0,152 et 0,169 $W.°C^{-1}.m^{-1}$ supérieure à celle des sandwichs contenant 30 % à 50 % d'inclusions (PIRR), qui varie de 0,126 à 0,141 $W.°C^{-1}.m^{-1}$. Ces panneaux sandwichs sont alors plus isolants que les panneaux tri-couches. Les panneaux sandwichs contenant 70 % d'inclusions, sont les plus isolants avec une conductivité thermique variant de 0,106 à 0,115 $W.°C^{-1}.m^{-1}$. Ces panneaux sandwichs avec 70 % d'inclusions sont également plus isolants que les composites CBPo et CBPl qui les constituent (tableau 3.27).
Les panneaux sandwichs avec 70 % d'inclusions ont approximativement la même conductivité thermique que le panneau PSW400 de **Kawasaki et Kawai (2006)**, les panneaux de commerce tel que le contre-plaqué (PW 9 et 12) ou les panneaux MDF12 et OSB12 (**Kawasaki et Kawai, 2006**).
Les tri-couches ont des valeurs de conductivité proches de celle du contre-plaqué décrit par **Pasztory et al. (2011)** ou du béton léger de **Al-Ajlan (2006)**. Les valeurs de conductivité des sandwichs contenant 30 % à 50 % d'inclusions en PIRR sont également proches de celle du panneau de particules décrit par **Kawasaki et Kawai (2006)**. Les panneaux tri-couches et sandwichs développés dans le présent travail, offrent donc des possibilités de substitution à beaucoup d'autres matériaux de la même famille, connus pour leurs potentiels d'isolation thermique dans le bâtiment.

Tableau 3.26: comparaison des propriétés mécaniques du matériau sandwich étudié avec celles de matériaux homologues.

| Matériau | Masse volumique ($kg.m^3$) | Module d'élasticité équivalent en flexion (MPa) | Rigidité en cisaillement (N) | Module de cisaillement ($N.mm^{-2}$) | Contrainte de cisaillement dans l'âme (MPa) | Contrainte de rupture des peaux (MPa) | Force de rupture flexion 4 points (N) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| P_0_50_X1_ép.24 | 847,1 | 1500,6 | 664820,8 | 388,74 | 0,18 | 4,59 | 546,9 |
| P_50_r1_67_X1_ép.24 | 610,9 | 1450,5 | 493759,7 | 269,65 | 0,19 | 4,98 | 570,7 |
| P_70_r2_67_X2_ép.24 | 542,8 | 2447,1 | 479531,8 | 260,04 | 0,37 | 10,74 | 1156,7 |
| P_70_r2_67_X2_ép.30 | 551,9 | 2608,9 | 604427,5 | 265,20 | 0,41 | 9,39 | 1631,9 |
| P_70_r2_67_X2_ép.40 | 518,3 | 2695,9 | 769225,3 | 249,22 | 0,58 | 9,72 | 3077,5 |
| Sandwich S20 (peau = résine + fibre de jute ; âme = liège blanc aggloméré) (L=300mm ; l=50mm ; e=20 mm) (**Belkacemi et Bezzazi, 2016**) | / | 1 256,28 | 651435,07 | 581,81 | 0,45 | 8,5 | 1200 [2160] |
| Sandwich (peau = résine + fibre de verre ; âme = liège aggloméré, en 3 couches) (L=300mm ; l=40mm ; e=20 mm) (**Hami et al., 2013**) | / | 0,127 | 5488,67 | 6,77 | / | 26,04 | 2000 [4500] |
| Sandwich à âme en nid d'abeille en polypropylène (Section : 35mm x 40 mm) (**Arbaoui, 2014**) | / | 458,04 à 652,67 | 11767 à 15162 | 21,5 | 0,21 à 0,33 | 31 à 51,74 | 594 [1527,43] à 1022 [2628] |
| Sandwich en bio-composites (peau = bois de pin | ép. 20 mm | / | 2 850,35 | 1363,63 | 0,357 | / | 24,05 | 500 [529,4] |

| | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| d'Alep ; âme = liège aggloméré) (650 mm x 85 mm x ép.) (**Lakhreb et al., 2015**) | ép. 40 mm | / | / | 973,44 | 0,286 | / | 7,67 | 1800 [1906] |
| Sandwich (peau = acier ; âme = mousse en polyuréthane ou en laine minérale) L = 1000 mm ; l =100 mm ; e =100 mm) (**Studzinski et Pozorski, 2016**) | | / | / | / | / | 0,048 à 0,118 | / | 760 [684] à 2030 [1827] |
| Sandwich en bio-composite (peau = résine végétale +fibres chanvre ; âme = mousse en polyuréthane + cendre de balle de riz) (L=190,5 mm ; l=50,8 mm ; e=25,4 mm) (**Chan et al., 2016**) | | / | / | / | / | / | / | 175 [310] |

NB : Les valeurs de module d'élasticité équivalent en flexion des matériaux issus de la littérature, sont des valeurs calculées à partir des valeurs de rigidité et des dimensions géométriques de la section renseignées par les auteurs respectifs.

Les valeurs entre crochets sont des valeurs de force de rupture flexion 4 points calculées à partir des valeurs de force (non entre crochets) renseignées par les auteurs et proportionnellement à la largeur des panneaux pour équivalence à 90 mm (largeur de nos panneaux).

Tableau 3.27: comparaison de la conductivité thermique du matériau sandwich étudié avec celle de matériaux homologues.

| Matériau | Masse volumique ($kg.m^{-3}$) | Conductivité thermique ($W.°C^{-1}.m^{-1}$) |
|---|---|---|
| Tri-couches | 847,1 à 865,1 | 0,152 à 0,169 |
| Sandwichs (30 % à 50 % de PIRR) | 604,1 à 720,0 | 0,126 à 0,141 |
| Sandwichs (70 % de PIRR) | 518,3 à 551,9 | 0,106 à 0,115 |
| Contre-plaqué (**Pasztory et al., 2011**) | - | 0,148 |
| Panneau VSW (**Kawasaki et Kawai, 2006**) | 460 | 0,095 |
| Panneau PSW400 (**Kawasaki et Kawai, 2006**) | 410 | 0,110 |
| -Contre-plaqué (PW 9 et 12)<br>-Panneau MDF12 ;<br>-Panneau OSB12<br>(**Kawasaki et Kawai, 2006**) | 530 - 610 | 0,120 |
| Panneau de particules commercial (**Kawasaki et Kawai, 2006**) | 720 | 0,130 |
| Béton léger (**Al-Ajlan, 2006**) | 551 | 0,155 |

**Conclusion**

Au terme de ce chapitre, nous pouvons conclure que les propriétés des différents matériaux à l'étude, c'est-à-dire le matériau sandwich et ses constituants (CBPo, CBPl, et PIRR), sont présentées et discutées. On peut retenir les principaux points qui suivent.

Les propriétés présentées sur les CBPo sont les propriétés de mise en forme, celles physiques, mécaniques, thermo-physiques et biologiques. Ces propriétés sont fortement contrôlées par les facteurs d'influence considérés, comme la teneur en farine de bois, la taille des particules de bois, etc. On peut retenir qu'après démoulage, la masse des CBPo diminue avec le temps jusqu'à stabilisation au , du fait de l'évaporation du solvant qu'ils contiennent et que les dimensions des échantillons augmentent du fait du phénomène de recouvrance. Pour les propriétés physiques, on peut retenir que la masse volumique apparente des CBPo varie de 518,3 à 925 $kg.m^{-3}$ pour les niveaux de valeurs des facteurs étudiés ; leur masse volumique particulaire obéit à la règle de mélange et est de l'ordre de 1250 $kg.m^{-3}$. Leurs taux maximums d'absorption et de gonflement sont de 8,41 % et 2,22 % après 2 heures et de 17,94 % et 5,83 % après 24 heures, respectivement. Les taux d'absorption sont en lien avec la porosité qui varient de 25,8 % à 60 % à l'intérieur des composites.

Les propriétés mécaniques des CBPo sont très sensibles aux diverses variables d'étude contrairement aux propriétés thermo-physiques dont les valeurs sont moins dispersées. L'augmentation de la pression de compactage jusqu'à une valeur limite améliore significativement les propriétés mécaniques des CBPo. Les propriétés mécaniques optimales des CBPo sont obtenues à la contrainte de compactage de 7 MPa. Le séchage post-formage à 100°C améliore également de façon significative les performances des CBPo. L'utilisation des fibres suivie d'un séchage à 100 °C permet d'élargir la plage de plasticité et d'accroître les propriétés de ces composites en traction. Les meilleures propriétés en traction sont obtenues

avec les CBPo à base de farine de bois d'Afzelia, de 2 % de fibres de chanvre et séchés à 100°C. Les propriétés en traction sont également améliorées lorsque la teneur en farine de bois diminue. Par exemple, le CBPo contenant 30% de farine de farine de bois de granulométrie 0,315 mm avec 2 % de fibres de chanvre et séché à 100°C (G_315_30%_100°C_f), a une contrainte maximum en traction de 10,4 MPa. Les propriétés en traction de cette catégorie de CBPo sont supérieures à celles des CBPl étudiés et permettent ainsi leur utilisation comme matériaux des peaux du sandwich à l'étude. Les divers croisements effectués pendant la formulation des CBPo ont permis d'élever les valeurs des propriétés en traction de 2 MPa environ à plus de 10 MPa.
Les CBPo présentent de bonne résistance aux attaques des champignons et termites. Ce qui incite également leur utilisation comme matériaux des peaux du sandwich pour y jouer un rôle de protection de l'âme.
Les propriétés d'isolation thermique des CBPo sont meilleures à celles des CBPl. La conductivité thermique des composites CBPo et CBPl est du même ordre de grandeur que celle de beaucoup d'autres composites, en particulier le bois. Les meilleures propriétés d'isolation thermique sont obtenues avec les CBPo à forte teneur en sciure de bois de Gmelina, et à grosses particules comme la variante G_1250_50%. Cette variante satisfait les exigences de la norme ANSI A 208.1, 1999.
Dans l'ensemble, les valeurs des propriétés des composites étudiés sont meilleures à celles de beaucoup de matériaux homologues ; de ce fait, les composites étudiés se repositionnent pour diverses applications dans les constructions comme éléments structuraux faiblement chargés ou d'isolation thermique, etc. Cependant, comparées à d'autres matériaux comme les composites extrudés, certaines propriétés mécaniques (contrainte maximum en traction ou flexion) des composites étudiés paraissent peu élevées.
Les propriétés présentées pour les CBPl sont les propriétés physiques, mécaniques et thermo-physiques. En moyenne, les valeurs de ces propriétés sont les suivantes. La masse volumique est de 923,5 $kg.m^{-3}$ et le taux d'absorption d'eau après 24h est de 2,17 %. En traction, le coefficient de Poisson est de 0,3, le module d'Young 985,7 MPa, contrainte maximum 5,80 MPa. En compression, le module d'Young moyen est 618,7 MPa et celle de la contrainte maximum, 11,9 MPa. En flexion, le module d'Young est de 751,5 MPa et la contrainte maximum de 5,93 MPa. La conductivité thermique est de 0,211 $W.m^{-1}.°C^{-1}$ et l'effusivité thermique de 764 $J.s^{-1/2}.m^{-2}.K^{-1}$.
Les propriétés qui ont été présentées pour la PIRR sont les anatomiques, physiques, mécaniques et thermo-physiques. On retient que la PIRR est formée de fibres noyées dans une grande quantité de parenchyme, ce qui lui confère une faible masse volumique basale de 161,2 $kg.m^{-3}$, une conductivité thermique de 0,061 $W.m^{-1}.K^{-1}$, un module d'élasticité de l'ordre de 2200 MPa et une contrainte maximum 19,1 MPa, en flexion. La PIRR est un bon candidat pour servir d'inclusions dans l'âme du matériau sandwich. La PIRR a également de bonnes propriétés d'isolation thermique.
Sur le matériau sandwich, les propriétés présentées sont celles physiques, mécaniques et thermo-physiques. Au titre des propriétés physiques, sont étudiées la masse volumique et le taux d'absorption et de gonflement en épaisseur des panneaux. La masse volumique des panneaux est comprise entre 519,1 à 816,0 $kg.m^{-3}$. Elle est gouvernée par la règle de mélange. Le CBPo et particulièrement les inclusions en PIRR allègent les panneaux. Le plus léger est le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 (519,1 $kg.m^{-3}$). L'augmentation de la proportion volumique des inclusions conduit à la réduction de la densité globale des panneaux, ce qui présage de propriétés mécaniques spécifiques élevées de ces derniers.

Les panneaux présentent quasiment le même comportement en présence d'humidité. Ils absorbent très rapidement de l'eau dans les 24 heures après immersion, ensuite le taux d'absorption diminue et se stabilise après 8 jours environ. Le taux d'absorption d'eau du sandwich dépend plus de la quantité d'inclusion que de la quantité de CBPl ou de CBPo qu'il contient. Le taux d'absorption après 24 h est compris entre 9,54 % et 23,61 % tandis que le taux de gonflement maximum reste faible (environ de 2 %), tous échantillons confondus.

Les propriétés mécaniques étudiées sont celles en flexion, en compression et en traction faciale. En flexion, on peut retenir que le comportement des panneaux est principalement contrôlé par les propriétés des inclusions et des peaux. La rigidité des panneaux en flexion dépend plus des propriétés mécaniques que de la proportion volumique des inclusions. Aussi, le module de cisaillement des panneaux baisse lorsque la proportion des inclusions augmente.

Les inclusions en PIRR et les peaux en CBPo améliorent les propriétés de rupture des panneaux. Les panneaux présentant les plus grandes valeurs de propriété de rupture sont ceux constitués de forte proportion d'inclusions et de matériaux de peaux aux propriétés mécaniques les plus élevées ; il s'agit, par exemple, des panneaux P_70_r2_67_X2_ép.24 ou P_70_r2_70_X2_ép.40. La contrainte de cisaillement maximale induite par la charge maximale d'endommagement des peaux (peau inférieure) reste faible ; ceci présage que les panneaux pourraient davantage supporter de charge si les matériaux des peaux avaient des propriétés mécaniques (traction) plus élevées. Pour l'ensemble des panneaux, le module apparent varie entre 1195,6 et 2695,9 MPa, le module de cisaillement, entre 249,22 et 408,14 MPa. La contrainte maximum des panneaux en flexion est quasiment limitée à la contrainte de rupture du matériau des peaux (CBPo) en traction ; la contrainte de cisaillement reste faible (0,13 à 0,58 MPa). La force ultime supportée par les panneaux varient entre 506,77 et 3156,41 N.

En compression, le comportement des panneaux est similaire à ceux des matériaux de base (CBPo, CBPl, PIRR) qui les constituent. Le module d'Young des panneaux (en compression) varie de 472,8 à 639,5 MPa et la contrainte maximum, entre 8,60 et 10,17 MPa.

En traction faciale, les sandwichs ont un comportement de type fragile et la contrainte de rupture baisse lorsque diminue la proportion de section totalisée par les inclusions par rapport à la section de l'âme au niveau du plan moyen (X, Z) du sandwich. Dans l'ensemble, la plus grande valeur de contrainte en traction faciale (2,77 MPa) est enregistrée au niveau du sandwich P_50_r1_50_X1_ép.24 et la plus faible valeur (0,60 MPa), avec le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.24. On peut également retenir que l'humidité et la température affectent les propriétés mécaniques des panneaux.

La conductivité thermique des panneaux est positivement influencée par les inclusions en PIRR qu'ils contiennent ; plus les panneaux contiennent d'inclusions, plus leur conductivité thermique est faible, offrant ainsi une meilleure isolation thermique. En revanche, l'augmentation de la proportion de liant accroît la valeur de la conductivité des panneaux. Sur l'ensemble des panneaux étudiés, la conductivité thermique varie entre 0,06 et 0,169 $W.m^{-1}.°C^{-1}$. La meilleure isolation thermique est offerte par le panneau P_70_r2_67_X2_ép.24.

En considérant l'ensemble des propriétés prises en compte par la présente étude, on peut conclure que les inclusions contribuent à améliorer simultanément les propriétés mécaniques et thermiques des panneaux.

Les résultats de la modélisation des propriétés ont permis d'approfondir la compréhension du comportement des propriétés du matériau sandwich. Ils ont également permis d'apprécier la contribution des constituants, en particulier les inclusions en PIRR, à la formation des propriétés équivalentes (ou globales) du matériau sandwich élaboré.

# CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES

L'objectif principal de la présente thèse était de développer un éco-matériau de type sandwich à base de ressources locales, de déchets de bois et plastiques de recyclage, et à l'aide de technologies localement accessibles. En vue d'atteindre cet objectif, nous avons utilisé une démarche bien déterminée. Elle a consisté à concevoir le matériau sandwich et à en définir les matériaux de base puis, à évaluer les propriétés de ces derniers en vue d'apprécier leur capacité à servir de matériaux pour les couches du matériau sandwich. Ensuite, le procédé de fabrication locale retenu a été mis en œuvre pour réaliser le matériau sandwich et, enfin, ses propriétés ont été étudiées. Des études expérimentales, analytiques et numériques ont été menées. Les matériel et méthodes mis en œuvre ont conduit à des résultats qui permettent de tirer plusieurs conclusions.

Pour les CBPo, on retient que les propriétés de mise en forme sont fortement contrôlées par les variables de formulation et de fabrication étudiées, comme la teneur en farine de bois, la taille des particules de bois, etc. dès l'instant de démoulage, la masse des CBPo diminue avec le temps jusqu'à stabilisation, du fait de l'évaporation du solvant qu'ils contiennent, mais les dimensions des échantillons augmentent du fait du phénomène de recouvrance. Leurs propriétés physiques sont également contrôlées par les facteurs d'influence. La masse volumique apparente varie de 518,3 $kg.m^{-3}$ à 925 $kg.m^{-3}$ pour les niveaux de valeurs des facteurs d'influence étudiés ; leur masse volumique particulaire obéit à la règle des mélanges et est de l'ordre de 1250 $kg.m^{-3}$. Les taux maximums d'absorption et de gonflement sont de 8,41 % et 2,22 % après 2 heures et, de 17,94 % et 5,83 % après 24 heures, respectivement. Les taux d'absorption sont en lien avec la porosité qui varie de 25,8 % à 60,0 % à l'intérieur des composites.

Les propriétés mécaniques des CBPo sont très sensibles aux diverses variables d'étude contrairement aux propriétés thermo-physiques dont les valeurs sont moins dispersées. Le module d'Young varie de 105 à 2261,8 MPa en flexion, 584,0 à 2901,3 MPa en traction et de 285 à 743 MPa en compression. Le coefficient de Poisson varie de 0,16 à 0,26. La contrainte maximum varie de 0,25 à 8,93 MPa en flexion, 2,10 à 10,50 MPa en traction et de 2,8 à 14,2 MPa en compression.

L'augmentation de la pression de compactage jusqu'à une valeur limite améliore significativement les propriétés mécaniques des CBPo. Les propriétés mécaniques optimales des CBPo sont obtenues à la contrainte de compactage de 7 MPa. Le séchage post-formage à 100°C améliore également de façon significative les performances des CBPo. L'utilisation des fibres suivie d'un séchage à 100 °C permet d'accroître les propriétés de ces composites en traction. Les meilleures propriétés en traction sont obtenues avec les CBPo à base de farine de bois d'Afzelia, avec 2 % de fibres de chanvre, et séchés à 100°C. Les propriétés de traction de cette catégorie de CBPo sont supérieures à celles des CBPl étudiés et permettent ainsi leur utilisation comme matériaux des peaux du sandwich à l'étude. Les divers croisements effectués pendant la formulation des CBPo ont permis d'élever les valeurs des propriétés en traction de 2 MPa environ à plus de 10 MPa. Les CBPo présentent de bonne résistance aux attaques des

champignons et termites ce qui incite également à les utiliser comme matériaux des peaux du sandwich pour y jouer un rôle de protection de l'âme.

En ce qui concerne les CBPl, en moyenne, la masse volumique est de 923,5 $kg.m^{-3}$ et le taux d'absorption d'eau après 24h est de 2,17 %. En traction, le coefficient de Poisson est de 0,3, le module d'Young 985,7 MPa, contrainte maximum 5,80 MPa. En compression, le module d'Young moyen est 618,7 MPa et celle de la contrainte maximum, 11,9 MPa. En flexion, le module d'Young est de 751,5 MPa et la contrainte maximum de 5,93 MPa. La conductivité thermique est de 0,211 $W.m^{-1}.°C^{-1}$ et l'effusivité thermique de 764 $J.s^{-1/2}.m^{-2}.K^{-1.}$

Les propriétés d'isolation thermique des CBPo sont meilleures à celles des CBPl. La conductivité thermique des CBPo varie de 0,091 à 0,151 $W.m^{-1}.°C^{-1}$ et celle des CBPl est en moyenne de 0,218 $W.m^{-1}.°C^{-1}$. La conductivité thermique des composites CBPo et CBPl est du même ordre de grandeur que celle de beaucoup d'autres composites, en particulier le bois. Les meilleures propriétés d'isolation thermique sont obtenues avec les CBPo à forte teneur en sciure de bois de Gmelina, et à grosses particules, comme la variante G_1250_50% qui satisfait même les exigences de la norme ANSI A 208.1, 1999. La première hypothèse $H_0$_1 est alors vérifiée et le premier objectif spécifique, OS_1, est atteint.

En ce qui concerne la PIRR, on peut retenir qu'elle est formée de fibres noyées dans une grande quantité de parenchyme, ce qui lui confère une faible masse volumique basale de 161,2 $kg.m^{-3}$, une conductivité thermique de 0,061 $W.m^{-1}.K^{-1}$, un module d'élasticité de l'ordre de 2200 MPa et une contrainte maximum 19,1 MPa, en flexion. La PIRR a de bonnes propriétés d'isolation thermique et des propriétés spécifiques relativement élevées en flexion. La PIRR peut être utilisé pour améliorer les propriétés de l'âme du matériau sandwich. L'hypothèse $H_0$_2 est donc vérifiée ; le deuxième objectif spécifique, OS_2, est ainsi atteint.

Sur le matériau sandwich, les propriétés présentées sont celles physiques, mécaniques et thermo-physiques. Au titre des propriétés physiques, sont étudiées la masse volumique et le taux d'absorption et de gonflement en épaisseur des panneaux. La masse volumique des panneaux est comprise entre 519,1 à 816,0 $kg.m^{-3}$. Elle est gouvernée par la règle de mélange. Le CBPo et particulièrement les inclusions en PIRR allègent les panneaux. Le plus léger est le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 (519,1 $kg.m^{-3}$). L'augmentation de la proportion volumique des inclusions conduit à la réduction de la densité globale des panneaux, ce qui présage de propriétés mécaniques spécifiques élevées de ces derniers.

Les panneaux présentent quasiment le même comportement en présence d'humidité. Ils absorbent très rapidement de l'eau dans les 24 heures après immersion, ensuite le taux d'absorption diminue et se stabilise après 8 jours environ. Le taux d'absorption d'eau du sandwich dépend plus de la quantité d'inclusion que de la quantité de CBPl ou de CBPo qu'il contient. Le taux d'absorption après 24 h est compris entre 9,54 % et 23,61 % tandis que le taux de gonflement maximum reste faible (environ de 2 %), tous échantillons confondus.

Les propriétés mécaniques étudiées sont celles en flexion, en compression et en traction faciale. En flexion, on peut retenir que le comportement des panneaux est principalement contrôlé par les propriétés des inclusions et des peaux. La rigidité des panneaux en flexion dépend plus des propriétés mécaniques que de la proportion volumique des inclusions. Aussi, le module de cisaillement des panneaux baisse lorsque la proportion des inclusions augmente.

Les inclusions en PIRR et les peaux en CBPo améliorent les propriétés de rupture des panneaux. Les panneaux présentant les plus grandes valeurs de propriété de rupture sont ceux constitués de forte proportion d'inclusions et de matériaux de peaux aux propriétés mécaniques les plus élevées ; il s'agit, par exemple, des panneaux P_70_r2_67_X2_ép.24 ou P_70_r2_70_X2_ép.40. La contrainte de cisaillement maximale induite par la charge maximale d'endommagement des peaux (peau inférieure) reste faible ; ceci présage que les panneaux pourraient davantage supporter de charge si les matériaux des peaux avaient des propriétés mécaniques (traction) plus élevées. Le module apparent varie entre 1195,6 et 2695,9 MPa, le module de cisaillement, entre 249,22 et 408,14 MPa. La contrainte maximum des panneaux en flexion est quasiment limitée à la contrainte de rupture du matériau des peaux (CBPo) en traction ; la contrainte de cisaillement reste faible (0,13 à 0,58 MPa). La force ultime supportée par les panneaux varie entre 506,77 et 3156,41 N.

En compression, le comportement des panneaux est similaire à ceux des matériaux de base (CBPo, CBPl, PIRR) qui les constituent. Le module d'Young des panneaux (en compression) varie de 472,8 à 639,5 MPa et la contrainte maximum, entre 8,60 et 10,17 MPa.

En traction faciale, les panneaux sandwichs ont un comportement de type fragile et la contrainte de rupture baisse lorsque diminue la proportion de section totalisée par les inclusions par rapport à la section de l'âme au niveau du plan moyen (X, Z) du sandwich. La plus grande valeur de contrainte en traction faciale (2,77 MPa) est enregistrée au niveau du sandwich P_50_r1_50_X1_ép.24 et la plus faible valeur (0,60 MPa), avec le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.24. On peut également retenir que l'humidité et la température affectent les propriétés mécaniques des panneaux.

La conductivité thermique des panneaux est positivement influencée par les inclusions en PIRR qu'ils contiennent ; plus les panneaux contiennent d'inclusions, plus leur conductivité thermique est faible, offrant ainsi une meilleure isolation thermique. En revanche, l'augmentation de la proportion de liant accroît la valeur de la conductivité des panneaux. Sur l'ensemble des panneaux étudiés, la conductivité thermique varie entre 0,106 et 0,169 $W.m^{-1}.°C^{-1}$. La meilleure isolation thermique est offerte par le panneau P_70_r2_67_X2_ép.24.

En considérant l'ensemble des propriétés prises en compte par la présente étude, on peut conclure que les inclusions contribuent à améliorer simultanément les propriétés mécaniques et thermiques des panneaux.

La modélisation des propriétés a permis de mieux comprendre le comportement des propriétés du matériau sandwich. Elle a également permis d'apprécier la contribution des constituants, en particulier les inclusions en PIRR, à la formation des propriétés équivalentes (ou globales) du matériau sandwich élaboré.

La comparaison effectuée entre le matériau sandwich et d'autres matériaux similaires connus pour des applications dans le bâtiment, a montré que le matériau sandwich présente des performances meilleures. L'hypothèse $H_0$_3 est donc vérifiée et le troisième objectif spécifique, OS_3, est ainsi atteint.

De ce qui précède, on conclut que l'objectif principal fixé par la thèse est atteint.

Cependant, en vue d'accroître les performances du matériau sandwich développé et de connaître sa réponse face à d'autres sollicitations, nous envisageons de :

- ✓ Améliorer les procédés de fabrication des composites de base des sandwichs de façon à les rendre plus respectueux de l'environnement ; la production de ces composites en boucle fermé ou l'utilisation de solvant écologique sont les pistes de solution envisagées ;

- ✓ Améliorer les propriétés des CBPo en traction afin d'augmenter la capacité portante des sandwichs ; les voies de solution envisagées sont :
  - Optimisation par rapport aux variables de formulation et de fabrication ;
  - Utilisation du procédé de thermoformage sous contrôle approprié en température et en pression ;
  - Utilisation d'agents de couplage et de réduction du taux d'absorption d'eau (élimination des groupes hydroxyles ;
  - Utilisation de fibres végétales avec un facteur de forme optimale ;
- ✓ Etudier le comportement des panneaux sous contraintes hygrothermiques ;
- ✓ Etudier le comportement rhéologique des panneaux ;
- ✓ Etudier la durabilité conférée de la PIRR.

# REFERENCES

## 1. Bibliographie


ADJOVI, Edmond Codjo, AMADJI, Togbé Armel, et OLODO, Emmanuel. Importance and Role of Biodiversity and Tropical Forests in the Cultural, Socio-Economic and Religious Life of African Black People: Case of Benin. 2017. https://doi:10.17265/2162-5263/2017.06.003

AGOUA, Eusèbe, ALLOGNON-HOUESSOU, Elisabeth, ADJOVI, Edmond, *et al.* Thermal conductivity of composites made of wastes of wood and expanded polystyrene. *Construction and Building Materials*, 2013, vol. 41, p. 557-562. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2012.12.016

AKPABIO, Louis E., EKPE, Samuel D., ETUK, Sunday E., *et al.* Thermai properties of oil and raffia palm fibres. *Global Journal of Pure and Applied Sciences*, 2001, vol. 7, no 3, p. 575-578. https://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.845.197&rep=rep1&type=pdf

ALLEN, Howard G. *Analysis and design of structural sandwich panels: the commonwealth and international library: structures and solid body mechanics division*. Elsevier, 2013.

ALMUSAWI, Aqil Mousa. *Mise en œuvre et optimisation des propriétés d'une structure sandwich en matériaux biosourcés (fibres et bois de chanvre) avec une matrice en polystyrène expansé pour le bâtiment*. 2017. Thèse de doctorat. Université Bourgogne Franche-Comté. https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-01870446/

AMADJI, Togbé Armel, ADJOVI, Edmond Codjo, GERARD, Jean, BARÉS, Jonathan, HUON, Vincent. Étude des propriétés technologiques d'un composite bois-plastique élaboré au Bénin. Bois et Forêts des Tropiques, 2021-a, 348 : 49-63. https://doi.org/10.19182/bft2021.348.a36750

AMADJI, Togbé Armel, GERARD, Jean, ADJOVI, Edmond Codjo, GUIBAL, Daniel, DOKO, Kouandété Valéry. Valorisation de déchets plastiques et d'industrie du bois en composite moule a froid : effet des paramètres de fabrication sur les propriétés mécaniques. Environnement, Ingénierie & Développement, 2021-b, 1, pp.33-43. ffhal-03149395f

ANIMPONG, Maame Adwoa Bentumah, ODURO, William Owusu, KORANTENG, Joyce, *et al.* Coupling effect of waste automotive engine oil in the preparation of wood reinforced LDPE plastic composites for panels. *south african journal of chemical engineering*, 2017, vol. 24, p. 55-61. https://doi.org/10.1016/j.sajce.2017.01.004

ANSARI, Farhan, GRANDA, Luis A., JOFFE, Roberts, *et al.* Experimental evaluation of anisotropy in injection molded polypropylene/wood fiber biocomposites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2017, vol. 96, p. 147-154. https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2017.02.003

ARNANDHA, Yudhi, SATYARNO, Iman, AWALUDIN, Ali, *et al.* Physical and mechanical properties of WPC board from sengon sawdust and recycled HDPE plastic. *Procedia engineering*, 2017, vol. 171, p. 695-704. https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.01.412

ASHORI, Alireza et NOURBAKHSH, Amir. Characteristics of wood–fiber plastic composites made of recycled materials. Waste Management, 2009, vol. 29, no 4, p. 1291-1295. https://doi.org/10.1016/j.wasman.2008.09.012

ASTM D 1037-12, 2012. Standard Test Methods for Evaluating Properties of Wood-Base Fiber and Particle Panel Materials. Part A—General test methods for evaluating the basic properties of wood-base fiber and particle panel materials; Tension Parallel to Surface003

AYRILMIS, Nadir et JARUSOMBUTI, Songklod. Flat-pressed wood plastic composite as an alternative to conventional wood-based panels. *Journal of composite materials*, 2011, vol. 45, no 1, p. 103-112. https://doi.org/10.1177/0021998310371546

AYRILMIS, Nadir, KWON, Jin Heon, HAN, Tae Hyung, *et al.* Effect of wood-derived charcoal content on properties of wood plastic composites. *Materials Research*, 2015, vol. 18, p. 654-659. https://doi.org/10.1590/1516-1439.001515

AZWA, Z. N., YOUSIF, B. F., MANALO, A. C., *et al.* A review on the degradability of polymeric composites based on natural fibres. *Materials & Design*, 2013, vol. 47, p. 424-442. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.11.025

BENVENISTE, Y. et MILOH, T. The effective conductivity of composites with imperfect thermal contact at constituent interfaces. *International Journal of Engineering Science*, 1986, vol. 24, no 9, p. 1537-1552. https://doi.org/10.1016/0020-7225(86)90162-X

BESSA, João, MOTA, Carlos, CUNHA, Fernando, *et al.* Influence of different thermoplastic polymer/wood ratios on the mechanical and thermal properties of composite materials. *Procedia engineering*, 2017, vol. 200, p. 480-486. https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.07.067

BINHUSSAIN, Mohammed A. et EL-TONSY, Maher M. Palm leave and plastic waste wood composite for out-door structures. *Construction and Building Materials*, 2013, vol. 47, p. 1431-1435. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2013.06.031

BIRMAN, Victor et KARDOMATEAS, George A. Review of current trends in research and applications of sandwich structures. *Composites Part B: Engineering*, 2018, vol. 142, p. 221-240. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.01.027

BLEDZKI, Andrzej K. et FARUK, Omar. Injection moulded microcellular wood fibre–polypropylene composites. *Composites Part A: applied science and manufacturing*, 2006, vol. 37, no 9, p. 1358-1367. https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2005.08.010

BORDONNÉ, Pierre Antoine. *Module dynamique et frottement intérieur dans le bois. Mesures sur poutres flottantes en vibrations naturelles*. 1989. Thèse de doctorat. INPL. https://agritrop.cirad.fr/598129/

BORSOI, Cleide, SCIENZA, Lisete C., et ZATTERA, Ademir J. Characterization of composites based on recycled expanded polystyrene reinforced with curaua fibers. *Journal of Applied Polymer Science*, 2013, vol. 128, no 1, p. 653-659. https://doi.org/10.1002/app.38236

BOZHEVOLNAYA, Elena, LYCKEGAARD, Anders, THOMSEN, Ole T., *et al.* Local effects in the vicinity of inserts in sandwich panels. *Composites Part B: Engineering*, 2004, vol. 35, no 6-8, p. 619-627. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2003.09.003

BRANCHERIAU, Loïc. *Expertise mécanique des sciages par analyses des vibrations dans le domaine acoustique*. 2002. Thèse de doctorat. Université de la Méditerranée-Aix-Marseille II. https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-00008291/

BROOKS, Hadley et MOLONY, Samuel. Design and evaluation of additively manufactured parts with three dimensional continuous fibre reinforcement. *Materials & Design*, 2016, vol. 90, p. 276-283. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2015.10.123

BROWNING, Bertie Lee. The chemistry of wood. 1963. Éd. Interscience (Wiley), N° BCIN : 61437 ; p.689.

CAULFIELD, Daniel F., CLEMONS, Craig, JACOBSON, Rodney E., *et al.* 13 Wood Thermoplastic Composites. *Handbook of wood chemistry and wood composites*, 2005, vol. 365. https://books.google.bj/books?hl=fr&lr=&id=ekrLBQAAQBAJ&oi=fnd&pg=PA365&dq=CAULFIELD+JACOBSON+2005&ots=CWhWcIP7hC&sig=4LSkOnFfKKwbBQX_Z2WV9KRAyzQ&redir_esc=y#v=onepage&q=CAULFIELD%20JACOBSON%202005&f=false

CELLA, Rafael Ferraz, MUMBACH, Guilherme Davi, ANDRADE, Karina Luzia, *et al.* Polystyrene recycling processes by dissolution in ethyl acetate. *Journal of Applied Polymer Science*, 2018, vol. 135, no 18, p. 46208. https://doi.org/10.1002/app.46208

CHAHARMAHALI, Majid, MIRBAGHERI, Jamal, TAJVIDI, Mehdi, *et al.* Mechanical and physical properties of wood-plastic composite panels. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, 2010, vol. 29, no 2, p. 310-319. https://doi.org/10.1177/0731684408093877

CHANHOUN, Marius, PADONOU, Semiyou, ADJOVI, Edmond Codjo, *et al.* Study of the implementation of waste wood, plastics and polystyrenes for various applications in the building industry. *Construction and Building Materials*, 2018, vol. 167, p. 936-941. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2018.02.080

CHAUHAN, R. S., GOPINATH, S., RAZDAN, P., *et al.* Thermal decomposition of expanded polystyrene in a pebble bed reactor to get higher liquid fraction yield at low temperatures. *Waste management*, 2008, vol. 28, no 11, p. 2140-2145. https://doi.org/10.1016/j.wasman.2007.10.001

CHAUKURA, Nhamo, GWENZI, Willis, BUNHU, Tavengwa, *et al.* Potential uses and value-added products derived from waste polystyrene in developing countries: A review. *Resources, Conservation and Recycling*, 2016, vol. 107, p. 157-165. https://doi.org/10.1016/j.resconrec.2015.10.031

CHINDAPRASIRT, Prinya, HIZIROGLU, Salim, WAISURASINGHA, Chattichai, *et al.* Properties of wood flour/expanded polystyrene waste composites modified with diammonium phosphate flame retardant. *Polymer Composites*, 2015, vol. 36, no 4, p. 604-612. https://doi.org/10.1002/pc.22977

CLAIRE, Damien, HILD, François, et ROUX, Stéphane. De la corrélation d'images numériques à l'identification de champs de propriétés. *Bulletin de la Société française de physique*, 2003, vol. 139, p. 29-31. http://hal.archives-ouvertes.fr/hal-00002926

CLEMONS, Craig M. et CAULFIELD, Daniel F. Natural fibers. *Functional fillers for plastics. Weinheim: Wiley-VCH, 2005: pages [195]-206*, 2005. https://www.fpl.fs.fed.us/documnts/pdf2005/fpl_2005_clemons002.pdf

CLEMONS, Craig. Elastomer modified polypropylene–polyethylene blends as matrices for wood flour–plastic composites. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2010, vol. 41, no 11, p. 1559-1569. https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2010.07.002

CLEMONS, Craig. Wood-plastic composites in the United States: The interfacing of two industries. *Forest products journal. Vol. 52, no. 6 (June 2002): Pages 10-18*, 2002. https://www.fpl.fs.fed.us/documnts/pdf2002/clemo02b.pdf

CONNELLY, Stephen et WILSON, Nikky. Trees for semi-nomadic farmers: a key to resilience. *LEISA-LEUSDEN-*, 2001, vol. 17, p. 10-11.

CONWAY, John Horton et SLOANE, Neil James Alexander. *Sphere packings, lattices and groups*. Springer Science & Business Media, 2013.

COSNITA, Mihaela, CAZAN, Cristina, et DUTA, Anca. Effect of waste polyethylene terephthalate content on the durability and mechanical properties of composites with tire rubber matrix. *Journal of Composite Materials*, 2017, vol. 51, no 3, p. 357-372. https://doi.org/10.1177/0021998316645850

COSNITA, Mihaela, CAZAN, Cristina, et DUTA, Anca. The influence of inorganic additive on the water stability and mechanical properties of recycled rubber, polyethylene terephthalate, high density polyethylene and wood composites. *Journal of Cleaner Production*, 2017, vol. 165, p. 630-636. https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2017.07.103

CREVECOEUR, G. et GROENINCKX, Gabriël. Sheet extrusion of in-situ composites: Influence of processing parameters. *Polymer Engineering & Science*, 1993, vol. 33, no 15, p. 937-943. https://doi.org/10.1002/pen.760331502

DAUDA, Solomon Musa, ISMAILA, F., BALAMI, Audu Ayuba, *et al.* Physical and mechanical properties of raphia palm kernel at different moisture contents. *Agric. and Bioresources Engineering*, 2019. https://doi.org/10.26656/fr.2017.3(4).141

DEVEZAS, Tessaleno C., VAZ, António M., et MAGEE, Christopher L. Global pattern in materials consumption: an empirical study. *Industry 4.0*, 2017, p. 263-292. https://doi.org/10.1007/978-3-319-49604-7_14

DUPRÉ, Jean-Christophe, BORNERT, Michel, ROBERT, Laurent, *et al.* Digital image correlation: displacement accuracy estimation. In : *EPJ web of conferences*. EDP Sciences, 2010. p. 31006. https://doi.org/10.1051/epjconf/20100631006

FELIX, Johan M. et GATENHOLM, Paul. The nature of adhesion in composites of modified cellulose fibers and polypropylene. *Journal of Applied Polymer Science*, 1991, vol. 42, no 3, p. 609-620. https://doi.org/10.1002/app.1991.070420307

FLORES-HERNANDEZ, M. A., GONZÁLEZ, I. Reyes, LOMELI-RAMIREZ, M. G., *et al.* Physical and mechanical properties of wood plastic composites polystyrene-white oak wood flour. *Journal of Composite Materials*, 2014, vol. 48, no 2, p. 209-217. https://doi.org/10.1177/0021998312470149

FRIEDRICH, Daniel et LUIBLE, Andreas. Investigations on ageing of wood-plastic composites for outdoor applications: A meta-analysis using empiric data derived from diverse weathering trials. *Construction and Building Materials*, 2016, vol. 124, p. 1142-1152. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.08.123

GALANTUCCI, L. M., LAVECCHIA, F., et PERCOCO, G. Quantitative analysis of a chemical treatment to reduce roughness of parts fabricated using fused deposition modeling. *CIRP annals*, 2010, vol. 59, no 1, p. 247-250. https://doi.org/10.1016/j.cirp.2010.03.074

GARCÍA, María Teresa, GRACIA, Ignacio, DUQUE, Gema, *et al.* Study of the solubility and stability of polystyrene wastes in a dissolution recycling process. *Waste management*, 2009, vol. 29, no 6, p. 1814-1818. https://doi.org/10.1016/j.wasman.2009.01.001

GÉRARD, Jean, GUIBAL, Daniel, CERRE, Jean-Claude, *et al. Atlas des bois tropicaux: caractéristiques technologiques et utilisations*. Editions Quae, 2016.

GIL-JASSO, Nadia D., SEGURA-GONZÁLEZ, Marco A., SORIANO-GILES, Gabriela, *et al.* Dissolution and recovery of waste expanded polystyrene using alternative essential oils. *Fuel*, 2019, vol. 239, p. 611-616. https://doi.org/10.1016/j.fuel.2018.11.055

GUIDIGO, Jonathan. *Caractérisation physico-mécanique d'un composite bois polymère*. 2017. Thèse de doctorat. Université de Lorraine; Université d'Abomey-Calavi (Bénin).

GUTIÉRREZ, Cristina, GARCÍA, Maria T., GRACIA, Ignacio, *et al.* The selective dissolution technique as initial step for polystyrene recycling. *Waste and Biomass Valorization*, 2013, vol. 4, no 1, p. 29-36. https://doi.org/10.1007/s12649-012-9131-9

HALADA, Kohmei. Progress of ecomaterials toward a sustainable society. *Current Opinion in Solid State and Materials Science*, 2003, vol. 7, no 3, p. 209-216. https://doi.org/10.1016/j.cossms.2003.09.007

HAMAD, Kotiba, KASEEM, Mosab, et DERI, Fawaz. Recycling of waste from polymer materials: An overview of the recent works. *Polymer degradation and stability*, 2013, vol. 98, no 12, p. 2801-2812. https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2013.09.025

HASSELMAN, D. P. H. et JOHNSON, Lloyd F. Effective thermal conductivity of composites with interfacial thermal barrier resistance. *Journal of composite materials*, 1987, vol. 21, no 6, p. 508-515. https://doi.org/10.1177/002199838702100602

HWANG, Gyou Cheol, KIM, Byung Ki, BAE, Seong Youl, *et al.* Degradation of polystyrene in supercritical acetone. *Journal of Industrial and Engineering Chemistry*, 1999, vol. 5, no 2, p. 150-154.

ISSAM, A. M., POH, B. T., KHALIL, HPS Abdul, *et al.* Adhesion properties of adhesive prepared from waste polystyrene. *Journal of Polymers and the Environment*, 2009, vol. 17, no 3, p. 165. https://doi.org/10.1007/s10924-009-0134-y

KABIR, M. M., WANG, Hao, LAU, K. T., *et al.* Chemical treatments on plant-based natural fibre reinforced polymer composites: An overview. *Composites Part B: Engineering*, 2012, vol. 43, no 7, p. 2883-2892. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2012.04.053

KABOORANI, Alireza. Characterizing water sorption and diffusion properties of wood/plastic composites as a function of formulation design. *Construction and Building Materials*, 2017, vol. 136, p. 164-172. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.12.120

KABOORANI, Alireza. Characterizing water sorption and diffusion properties of wood/plastic composites as a function of formulation design. *Construction and Building Materials*, 2017, vol. 136, p. 164-172. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.12.120

KAMSEU, Elie, NGOULOURE, Zénabou NM, ALI, Benoît Nait, *et al.* Cumulative pore volume, pore size distribution and phases percolation in porous inorganic polymer composites: relation microstructure and effective thermal conductivity. *Energy and buildings*, 2015, vol. 88, p. 45-56. https://doi.org/10.1016/j.enbuild.2014.11.066

KARAMANLI, Armağan. Bending behaviour of two directional functionally graded sandwich beams by using a quasi-3d shear deformation theory. *Composite Structures*, 2017, vol. 174, p. 70-86. https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.04.046

KAWASAKI, Tamami et KAWAI, Shuichi. Thermal insulation properties of wood-based sandwich panel for use as structural insulated walls and floors. *Journal of wood science*, 2006, vol. 52, no 1, p. 75-83. https://doi.org/10.1007/s10086-005-0720-0

KAZAYAWOKO, M., BALATINECZ, J. J., et MATUANA, L. M. Surface modification and adhesion mechanisms in woodfiber-polypropylene composites. *Journal of materials science*, 1999, vol. 34, no 24, p. 6189-6199. https://doi.org/10.1023/A:1004790409158

KLYOSOV, Anatole A. Wood-plastic composites. *John Wiley & Sons*, 2007.

KOKTA, Bohuslav V., CHEN, Rubie, DANEAULT, Claude, *et al.* Use of wood fibers in thermoplastic composites. *Polymer composites*, 1983, vol. 4, no 4, p. 229-232. https://doi.org/10.1002/pc.750040407

KOOHESTANI, Babak, GANETRI, Ikram, et YILMAZ, Erol. Effects of silane modified minerals on mechanical, microstructural, thermal, and rheological properties of wood plastic composites. *Composites Part B: Engineering*, 2017, vol. 111, p. 103-111. https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2016.12.021

KUO, Pei-Yu, WANG, Song-Yung, CHEN, Jin-Hau, *et al.* Effects of material compositions on the mechanical properties of wood–plastic composites manufactured by injection molding. *Materials & Design*, 2009, vol. 30, no 9, p. 3489-3496. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2009.03.012

LANDAUER, Rolf. The electrical resistance of binary metallic mixtures. *Journal of Applied Physics*, 1952, vol. 23, no 7, p. 779-784. https://doi.org/10.1063/1.1702301

LAURENT, J. P. et GUERRE-CHALEY, C. Influence de la teneur en eau et de la température sur la conductivité thermique du béton cellulaire autoclavé. *Materials and Structures*, 1995, vol. 28, no 8, p. 464-472. https://doi.org/10.1007/BF02473166

LE DUIGOU, A., CASTRO, M., BEVAN, R., *et al.* 3D printing of wood fibre biocomposites: From mechanical to actuation functionality. *Materials & Design*, 2016, vol. 96, p. 106-114. https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.02.018

LI, Qingxiu et MATUANA, Laurent M. Effectiveness of maleated and acrylic acid-functionalized polyolefin coupling agents for HDPE-wood-flour composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2003, vol. 16, no 6, p. 551-564. https://doi.org/10.1177/089270503033340

LI, Qingxiu et MATUANA, Laurent M. Effectiveness of maleated and acrylic acid-functionalized polyolefin coupling agents for HDPE-wood-flour composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2003, vol. 16, no 6, p. 551-564. https://doi.org/10.1177/089270503033340

LOG, T. et GUSTAFSSON, S. E. Transient plane source (TPS) technique for measuring thermal transport properties of building materials. *Fire and materials*, 1995, vol. 19, no 1, p. 43-49. https://doi.org/10.1002/fam.810190107

MADSEN, B. Properties of plant fiber yarn polymer composites: an experimental study (Ph. D. Thesis). *Technical University of Denmark, Kgs. Lyngby*, 2004. https://orbit.dtu.dk/en/publications/properties-of-plant-fiber-yarn-polymer-composites-an-experimental

MALDAS, D., KOKTA, B. V., RAJ, R. G., *et al.* Improvement of the mechanical properties of sawdust wood fibre—polystyrene composites by chemical treatment. *Polymer*, 1988, vol. 29, no 7, p. 1255-1265. https://doi.org/10.1016/0032-3861(88)90053-5

MANGALARA, Satish Chandra Hari et VARUGHESE, Susy. Green recycling approach to obtain nano-and microparticles from expanded polystyrene waste. *ACS Sustainable Chemistry & Engineering*, 2016, vol. 4, no 11, p. 6095-6100. https://doi.org/10.1021/acssuschemeng.6b01493

MASRI, Tahar, OUNIS, Houdayfa, SEDIRA, Lakhdar, *et al.* Characterization of new composite material based on date palm leaflets and expanded polystyrene wastes. *Construction and Building Materials*, 2018, vol. 164, p. 410-418. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.12.197

MATUANA, L. M. et STARK, N. M. The use of wood fibers as reinforcements in composites. In : *Biofiber reinforcements in composite materials*. Woodhead Publishing, 2015. p. 648-688. https://doi.org/10.1533/9781782421276.5.648

MATUANA, L. M. et STARK, N. M. The use of wood fibers as reinforcements in composites. In : *Biofiber reinforcements in composite materials*. Woodhead Publishing, 2015. p. 648-688. https://doi.org/10.1533/9781782421276.5.648

MATUANA, Laurent M. et MENGELOGLU, Fatih. Manufacture of rigid PVC/wood-flour composite foams using moisture contained in wood as foaming agent. *Journal of Vinyl and Additive Technology*, 2002, vol. 8, no 4, p. 264-270. https://doi.org/10.1002/vnl.10373

MATUANA, Laurent M., BALATINECZ, John J., et PARK, Chul B. Effect of surface properties on the adhesion between PVC and wood veneer laminates. *Polymer Engineering & Science*, 1998, vol. 38, no 5, p. 765-773. https://doi.org/10.1002/pen.10242

MATUANA, Laurent M., FARUK, Omar, et DIAZ, Carlos A. Cell morphology of extrusion foamed poly (lactic acid) using endothermic chemical foaming agent. *Bioresource technology*, 2009, vol. 100, no 23, p. 5947-5954. https://doi.org/10.1016/j.biortech.2009.06.063

MBADIKE, E. M. et OSADEBE, N. N. Effect of incorporating expanded polystyrene aggregate granules in concrete matrix. *Nigerian Journal of Technology*, 2012, vol. 31, no 3, p. 401-404. https://www.ajol.info/index.php/njt/article/view/83729

McCULLOUGH, Roy L. Generalized combining rules for predicting transport properties of composite materials. *Composites Science and Technology*, 1985, vol. 22, no 1, p. 3-21. https://doi.org/10.1016/0266-3538(85)90087-9

MEI, Jie, LIU, Jiayi, et LIU, Jialin. A novel fabrication method and mechanical behavior of all-composite tetrahedral truss core sandwich panel. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2017, vol. 102, p. 28-39. https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2017.07.020

MINTAH, Benjamin K., ELIASON, A. E., BARIMAH, J., *et al.* Development of syrup and "malt-like" drink from Raphia hookeri sap. *African Journal of Food, Agriculture, Nutrition and Development*, 2011, vol. 11, no 5, p. 5203-5219. http://ajfand.net/AJFAND/copyrightstatement.html

MOHSEN, Riham Abdel Aziz Abdel. *Investigation of Reinforced Polystyrene Foam Waste with Natural or Synthetic Fibers*. 2014. Thèse de doctorat. The American University in Cairo. https://citeseerx.ist.psu.edu/viewdoc/download?doi=10.1.1.845.197&rep=rep1&type=pdf

MONDAL, Bithilekha et DAS, Shib K. Comparative evaluation of mahua (Bassia latifolia) oil cake and castor bean (Ricinus communis) seed as fish toxicants for tilapia (Oreochromis mossambicus) and panchax (Aplocheilus panchax) with residual toxicity assessment on Labeo bata. *Aquaculture Research*, 2019, vol. 50, no 9, p. 2341-2349. https://doi.org/10.1111/are.14115

NAIR, KC Manikandan, DIWAN, S. M., et THOMAS, Sabu. Tensile properties of short sisal fiber reinforced polystyrene composites. *Journal of applied polymer science*, 1996, vol. 60, no 9, p. 1483-1497. https://doi.org/10.1002/(SICI)1097-4628(19960531)60:9<1483::AID-APP23>3.0.CO;2-1

NAJAFI, Saeed Kazemi. Use of recycled plastics in wood plastic composites–A review. *Waste management*, 2013, vol. 33, no 9, p. 1898-1905. https://doi.org/10.1016/j.wasman.2013.05.017

NF EN 1609, Produits isolants thermiques destinés aux applications du bâtiment – Détermination de l'absorption d'eau à court terme : essai par immersion partielle», Juillet 1997.

NF T 54-603, Structures sandwiches à base de plastique, essai de traction perpendiculaire », Afnor 83648 ; Novembre (1983).

NF T 54-604, Structures sandwiches à base de plastique, essai de la compression longitudinale sans ou avec flambage , Afnor 86618 ; Décembre (1986).

NF T 54-606, Structures sandwiches à base de plastique, essai de flexion. Afnor 87461 ; Octobre (1987).

NIKBAKT, S., KAMARIAN, S., et SHAKERI, M. A review on optimization of composite structures Part I: Laminated composites. *Composite Structures*, 2018, vol. 195, p. 158-185. https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.03.063

OBAHIAGBON, F. I. A review of the origin, morphology, cultivation, economic products, health and physiological implications of raphia palm. *African Journal of Food Science*, 2009, vol. 3, no 13, p. 447-453. https://doi.org/10.5897/AJFS.9000008

O'DOWD, F., LEVESQUE, M., et GILCHRIST, M. D. Analysis of fibre orientation effects on injection moulded components. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2006, vol. 220, no 12, p. 1909-1921. https://doi.org/10.1243/09544054JEM332

O'DOWD, F., LEVESQUE, M., et GILCHRIST, M. D. Analysis of fibre orientation effects on injection moulded components. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture*, 2006, vol. 220, no 12, p. 1909-1921. https://doi.org/10.1243/09544054JEM332

PASZTORY, Zoltan, PERALTA, Perry N., et PESZLEN, Ilona. Multi-layer heat insulation system for frame construction buildings. *Energy and Buildings*, 2011, vol. 43, no 2-3, p. 713-717. https://doi.org/10.1016/j.enbuild.2010.11.016

PATEL, Vinay Kumar et RAWAT, Neelam. Physico-mechanical properties of sustainable Sagwan-Teak Wood Flour/Polyester Composites with/without gum rosin. *Sustainable materials and technologies*, 2017, vol. 13, p. 1-8. https://doi.org/10.1016/j.susmat.2017.05.002

PATEL, Vinay Kumar et RAWAT, Neelam. Physico-mechanical properties of sustainable Sagwan-Teak Wood Flour/Polyester Composites with/without gum rosin. *Sustainable materials and technologies*, 2017, vol. 13, p. 1-8. https://doi.org/10.1016/j.susmat.2017.05.002

PATEL, Vinay Kumar et RAWAT, Neelam. Physico-mechanical properties of sustainable Sagwan-Teak Wood Flour/Polyester Composites with/without gum rosin. *Sustainable materials and technologies*, 2017, vol. 13, p. 1-8. https://doi.org/10.1016/j.susmat.2017.05.002

PIETRAK, Karol et WISNIEWSKI, Tomasz S. A review of models for effective thermal conductivity of composite materials. *Journal of Power Technologies*, 2015, vol. 95, no 1, p. 14 -24, dec. 2014. ISSN 2083-4195. Available at: <https://papers.itc.pw.edu.pl/index.php/JPT/article/view/463>. Date accessed: 27 nov. 2019.

POLETTO, Matheus, DETTENBORN, Juliane, ZENI, Mara, *et al.* Characterization of composites based on expanded polystyrene wastes and wood flour. *Waste Management*, 2011, vol. 31, no 4, p. 779-784. https://doi.org/10.1016/j.wasman.2010.10.027

POLETTO, Matheus, DETTENBORN, Juliane, ZENI, Mara, *et al.* Characterization of composites based on expanded polystyrene wastes and wood flour. *Waste Management*, 2011, vol. 31, no 4, p. 779-784. https://doi.org/10.1016/j.wasman.2010.10.027

POLETTO, Matheus, ZENI, Mara, et ZATTERA, Ademir J. Effects of wood flour addition and coupling agent content on mechanical properties of recycled polystyrene/wood flour composites. *Journal of Thermoplastic Composite Materials*, 2012, vol. 25, no 7, p. 821-833. https://doi.org/10.1177/0892705711413627

PRADHAN, P. R., SACHDEV, Kanupriya, BALA, Kanan, *et al.* Temperature dependence of thermal conductivity and thermal diffusivity of some composites using the transient plane

source technique. *International journal of energy research*, 1991, vol. 15, no 1, p. 49-56. https://doi.org/10.1002/er.4440150107

PULNGERN, T., CHITSAMRAN, T., CHUCHEEPSAKUL, S., *et al.* Effect of temperature on mechanical properties and creep responses for wood/PVC composites. *Construction and Building Materials*, 2016, vol. 111, p. 191-198. https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2016.02.051

QUILLIN, Daniel Thomas. *Interface characteristics and adhesion in cellulose/polypropylene composites*. 1993. Thèse de doctorat. The University of Wisconsin-Madison.

RIZVI, Ghaus, MATUANA, Laurent M., et PARK, Chul B. Foaming of PS/wood fiber composites using moisture as a blowing agent. *Polymer Engineering & Science*, 2000, vol. 40, no 10, p. 2124-2132. https://doi.org/10.1002/pen.11345

ROWELL, Roger M. Opportunities for lignocellulosic materials and composites. 1992. https://www.fpl.fs.fed.us/documnts/pdf1992/rowel92a.pdf

ROWELL, Roger M. Property enhanced natural fiber composite materials based on chemical modification. In : *Science and technology of polymers and advanced materials*. Springer, Boston, MA, 1998. p. 717-732. https://doi.org/10.1007/978-1-4899-0112-5_63

ROZMAN, H. D., SAAD, M. J., et ISHAK, ZA Mohd. Flexural and impact properties of oil palm empty fruit bunch (EFB)–polypropylene composites—the effect of maleic anhydride chemical modification of EFB. *Polymer Testing*, 2003, vol. 22, no 3, p. 335-341. https://doi.org/10.1016/S0142-9418(02)00109-5

SALLIH, Nabihah, LESCHER, Peter, et BHATTACHARYYA, Debes. Factorial study of material and process parameters on the mechanical properties of extruded kenaf fibre/polypropylene composite sheets. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2014, vol. 61, p. 91-107. https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.02.014

SAMPER, M. D., GARCIA-SANOGUERA, D., PARRES, F., *et al.* Recycling of expanded polystyrene from packaging. *Progress in Rubber Plastics and Recycling Technology*, 2010, vol. 26, no 2, p. 83-92. https://doi.org/10.1177/147776061002600202

SCHWARZKOPF, Matthew John et BURNARD, Michael David. Wood-plastic composites—Performance and environmental impacts. *Environmental impacts of traditional and innovative forest-based bioproducts*, 2016, p. 19-43. https://doi.org/10.1007/978-981-10-0655-5_2

SCHWARZKOPF, Matthew John et BURNARD, Michael David. Wood-plastic composites—Performance and environmental impacts. *Environmental impacts of traditional and innovative forest-based bioproducts*, 2016, p. 19-43. https://doi.org/10.1007/978-981-10-0655-5_2

SERRANTI, Silvia, GARGIULO, Aldo, et BONIFAZI, Giuseppe. Characterization of post-consumer polyolefin wastes by hyperspectral imaging for quality control in recycling

processes. *Waste Management*, 2011, vol. 31, no 11, p. 2217-2227. https://doi.org/10.1016/j.wasman.2011.06.007

SHAH, Bhavesh L., MATUANA, Laurent M., et HEIDEN, Patricia A. Novel coupling agents for PVC/wood-flour composites. *Journal of Vinyl and Additive Technology*, 2005, vol. 11, no 4, p. 160-165. https://doi.org/10.1002/vnl.20056

SHIN, Changyun et CHASE, George G. Nanofibers from recycle waste expanded polystyrene using natural solvent. *Polymer Bulletin*, 2005, vol. 55, no 3, p. 209-215. https://doi.org/10.1007/s00289-005-0421-2

SILOU, Th, MAKONZO-MONDAKO, C., PROFIZI, J. P., *et al.* Caractéristiques physico-chimiques et compositions en acides gras des huiles de Raphia sese et Raphia laurentii. *Tropicultura*, 2000, vol. 18, no 1, p. 26-31. http://www.tropicultura.org/text/v18n1.pdf#page=28

SOULAMA, Sagnaba. *Caractérisation mécanique et thermique de biocomposites à matrice polystyrène recyclé renforcée par des coques de cotonnier (Gossypium Hitsutum L.) ou des particules de bois de Kénaf (Hibiscus Cannabinus L.)*. 2014. Thèse de doctorat. Université de Technologie de Belfort-Montbeliard; Institut des sciences exactes et appliquées (Bobo-Dioulasso, Burkina Faso). <NNT : 2014BELF0243>. <tel-01502466>.

STARK, N. M. et GARDNER, D. J. Outdoor durability of wood–polymer composites. In : *Wood–polymer composites*. Woodhead Publishing, 2008. p. 142-165. https://doi.org/10.1533/9781845694579.142

STARK, Nicole M. et ROWLANDS, Robert E. Effects of wood fiber characteristics on mechanical properties of wood/polypropylene composites. *Wood and fiber science. Vol. 35, no. 2 (2003): Pages 167-174*, 2003. https://www.fs.usda.gov/treesearch/pubs/8558

STECKEL, Vera, CLEMONS, Craig M., et THOEMEN, Heiko. Effects of material parameters on the diffusion and sorption properties of wood-flour/polypropylene composites. *Journal of applied polymer science*, 2007, vol. 103, no 2, p. 752-763. https://doi.org/10.1002/app.25037

SUDDELL, B. C. et EVANS, W. J. The increasing use and application of natural fiber composite materials within the automotive industry. In : *Seventh Composite Conference on Woodfiber–Plastic Composites*. 2003. p. 7-14.

SYPECK, David J. Wrought aluminum truss core sandwich structures. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2005, vol. 36, no 1, p. 125-131. https://link.springer.com/content/pdf/10.1007/s11663-005-0012-5.pdf

TAUBNER, V. et SHISHOO, R. Influence of processing parameters on the degradation of poly (L-lactide) during extrusion. *Journal of applied polymer science*, 2001, vol. 79, no 12, p. 2128-2135. https://doi.org/10.1002/1097-4628(20010321)79:12<2128::AID-APP1020>3.0.CO;2-%23

TAVANGAR, Reza, MOLINA, J. Miguel, et WEBER, Ludger. Assessing predictive schemes for thermal conductivity against diamond-reinforced silver matrix composites at intermediate phase contrast. *Scripta Materialia*, 2007, vol. 56, no 5, p. 357-360. https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2006.11.008

TEKMEN, Cagri, OZDEMIR, Ismail, COCEN, U., *et al.* The mechanical response of Al–Si–Mg/SiCp composite: influence of porosity. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, vol. 360, no 1-2, p. 365-371. https://doi.org/10.1016/S0921-5093(03)00461-1

THOMSEN, Ole Thybo et RITS, W. Analysis and design of sandwich plates with inserts—a high-order sandwich plate theory approach. *Composites Part B: Engineering*, 1998, vol. 29, no 6, p. 795-807. https://doi.org/10.1016/S1359-8368(98)00019-5

THOMSEN, Ole Thybo. Sandwich plates with 'through-the-thickness' and 'fully potted'inserts: evaluation of differences in structural performance. *Composite structures*, 1997, vol. 40, no 2, p. 159-174. https://doi.org/10.1016/S0263-8223(98)00017-8

TURKU, Irina, KESKISAARI, Anna, KÄRKI, Timo, *et al.* Characterization of wood plastic composites manufactured from recycled plastic blends. *Composite Structures*, 2017, vol. 161, p. 469-476. https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.11.073

UHL, N. W. et DRANSFIELD, J. A Classification of Palms Based on the Work of Harold E. Moore Jr. Genera Palmarum. *Lawrence Kansas, Allen Press*, 1987ISBN : 0-935868-3-5. 610p,..

VIANOU, A. et GIRARDEY, A. Diffusivité thermique des matériaux de construction: mesure par la méthode du régime régulier. *Revue générale de thermique*, 1991, vol. 30, no 352. http://pascal-francis.inist.fr/vibad/index.php?action=getRecordDetail&idt=19706442

VINSON, Jack R. Sandwich structures: past, present, and future. In : *Sandwich structures 7: advancing with sandwich structures and materials*. Springer, Dordrecht, 2005. p. 3-12. https://doi.org/10.1007/1-4020-3848-8_1

WAMBUA, Paul, IVENS, Jan, et VERPOEST, Ignaas. Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics?. *Composites science and technology*, 2003, vol. 63, no 9, p. 1259-1264. https://doi.org/10.1016/S0266-3538(03)00096-4

WATTRISSE, B., CHRYSOCHOOS, André, MURACCIOLE, J.-M., *et al.* Kinematic manifestations of localisation phenomena in steels by digital image correlation. *European Journal of Mechanics-A/Solids*, 2001, vol. 20, no 2, p. 189-211. https://doi.org/10.1016/S0997-7538(00)01113-X

WECHSLER, Andrea et HIZIROGLU, Salim. Some of the properties of wood–plastic composites. *Building and Environment*, 2007, vol. 42, no 7, p. 2637-2644. https://doi.org/10.1016/j.buildenv.2006.06.018

WOLDESENBET, E., VINSON, J. R., et ALLEN, H. G. Sandwich Composite Structure for Low-Cost and Emergency Housing. *Proc of Int Conf on Sandwich Constructions*. 1995. p. 61-70.

WONG, Steven, LEE, John WS, NAGUIB, Hani E., *et al.* Effect of processing parameters on the mechanical properties of injection molded thermoplastic polyolefin (TPO) cellular foams. *Macromolecular Materials and Engineering*, 2008, vol. 293, no 7, p. 605-613. https://doi.org/10.1002/mame.200700362

WONG, Steven, LEE, John WS, NAGUIB, Hani E., *et al.* Effect of processing parameters on the mechanical properties of injection molded thermoplastic polyolefin (TPO) cellular foams. *Macromolecular Materials and Engineering*, 2008, vol. 293, no 7, p. 605-613. https://doi.org/10.1002/mame.200700362

XANTHOS, Marino (ed.). *Functional fillers for plastics*. John Wiley & Sons, 2010.

XANTHOS, Marino. Polymers and polymer composites. *Functional Fillers for Plastics*, 2005, p. 1-16. https://doi.org/10.1002/3527605096.ch1

ZAKARI, Noor Sharina Azrin Binti. *Potential of Mahang (Macaranga Gigantea) wood as a core material in sandwich composite*. 2018. Thèse de doctorat. Universiti Malaysia Kelantan. http://ethesis.umk.edu.my/143/

ZENKERT, Dan. An introduction to sandwich structures. 1995. https://www.diva-portal.org/smash/get/diva2:1366182/FULLTEXT01.pdf

ZHANG, Chunxin, BABONNEAU, Florence, BONHOMME, Christian, *et al.* Highly porous polyhedral silsesquioxane polymers. Synthesis and characterization. *Journal of the American Chemical Society*, 1998, vol. 120, no 33, p. 8380-8391. https://doi.org/10.1021/ja9808853

ZHANG, Weisheng, ZHANG, Jian, et GUO, Xu. Lagrangian description based topology optimization—a revival of shape optimization. *Journal of Applied Mechanics*, 2016, vol. 83, no 4. https://doi.org/10.1115/1.4032432

ZHANG, X. X. et DEGIOVANNI, A. Mesure de l'effusivité thermique de matériaux solides et homogènes par une méthode de “sonde” plane. *Journal de Physique III*, 1993, vol. 3, no 6, p. 1243-1265. https://doi.org/10.1051/jp3:1993196

ZHAO, Yi-Bo, LV, Xu-Dong, et NI, Hong-Gang. Solvent-based separation and recycling of waste plastics: A review. *Chemosphere*, 2018, vol. 209, p. 707-720. https://doi.org/10.1016/j.chemosphere.2018.06.095

## 2. Webographie

ABAQUS, 2017. https://www.technia.com/software/simulia/ abaqus/standard ; consulté le 05/02/2021.

ANSI A208. 1. American National Standard Particleboard. 1999. https://fr.scribd.com/doc/286962476/ANSI-A208-1-1999-PB ; consulté le 24/11/2017.

BRETAGNE Estelle. Eco-matériaux : les enjeux et les problématiques pour la mécanique. *19 ème Congrès Français de Mécanique*, Aug 2009, Marseille, France. https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-01842389/file/835.pdf rtes.fr) ; consulté le 20/11/2018.

CREPA. Etude sur la gestion des déchets plastiques dans l'espace UEMOA : cas du bénin ; *Rapport final,* Novembre 2011 ; www.reseaucrepa.org ; https://documents.plateforme-re-sources.org/wp-content/uploads/2016/03/A70-Etude-sur-la-gestion-des-dU00e9chets-plastiques-dans-lU2019espace-uemoa-cas-du-bU00e9nin.pdf ; Consulté le 28/11/2020.

JANNOT, Yves. Théorie et pratique de la métrologie thermique. *Laboratoire d'Energétique et de Mécanique Théorique et Appliquée (LEMTA)*, 2011, vol. 26, p. 29. www.thermique55.com/principal/metrologiethermique.pdf ; consulté le 12/05/2020.

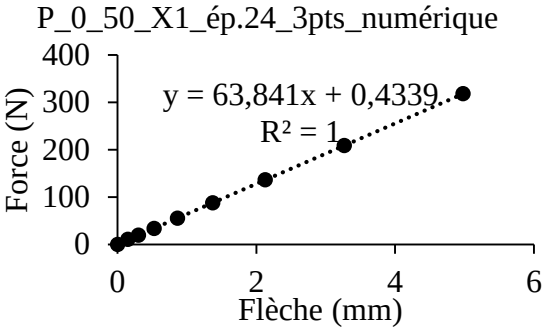
LAROUSSE, Composite 2017. https://www.larousse.fr/dictionnaires/francais/composite/17749 ; consulté le 22/06/2017.

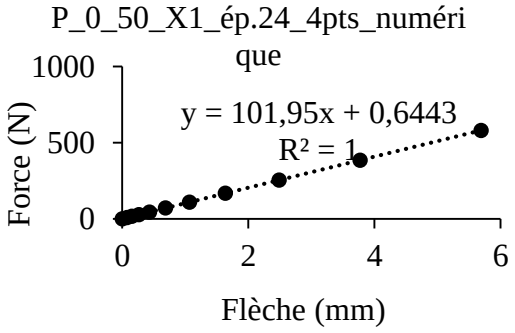
RESEAU ECO HABITAT. Les éco-matériaux. http://www.reseau-ecohabitat.fr/ecomateriaux/ ; Consulté le 02/01/2019.

UEMOA. Etude sur la gestion des déchets plastiques dans l'espace Uemoa. Rapport final, 2013; 253p. https://documents.plateforme-re-sources.org/wp-content/uploads/2016/03/A70-Etude-sur-la-gestion-des-dU00e9chets-plastiques-dans-lU2019espace-uemoa-cas-du-bU00e9nin.pdf ; Consulté le 28/11/2018.

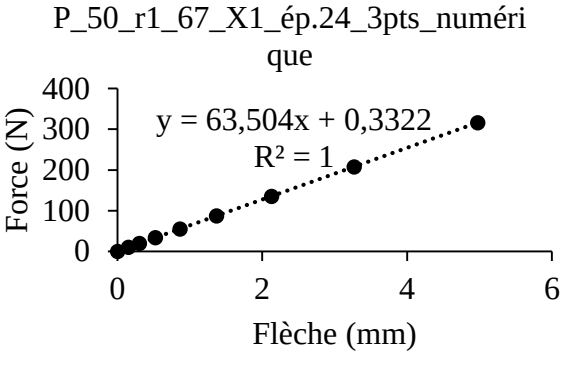
# ANNEXES

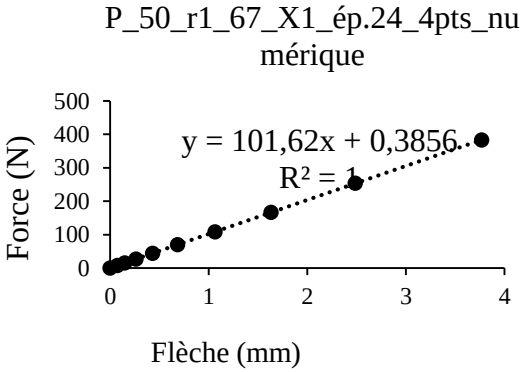
**Annexe A-1: graphes force-flèche obtenus par simulation numériques du matériau sandwich en flexion.**



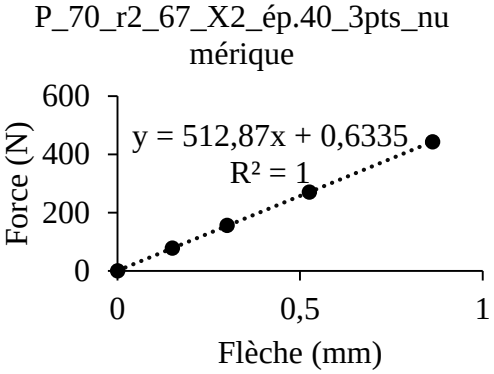



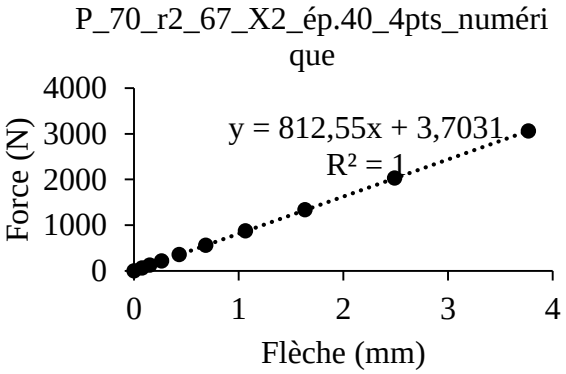

Figures A-1-1: graphe force-flèche du panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion simulée numériquement : flexion 3pts à gauche et 4pts à droite.




Figures A-1-2: graphe force-flèche du panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion simulée numériquement : flexion 3pts à gauche et 4pts à droite.




Figures A-1-3: graphe force-flèche du panneau sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion simulée numériquement : flexion 3pts à gauche et 4pts à droite.

## Annexe A-2 : Résultats de la simulation numérique des 3 types de panneaux

### A-2-1-Résultats de la simulation numérique du panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24

#### A-2-1-1-Résultats de la simulation de la tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 3 pts

##### A-2-1-1-1-Etat de Contrainte du panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24

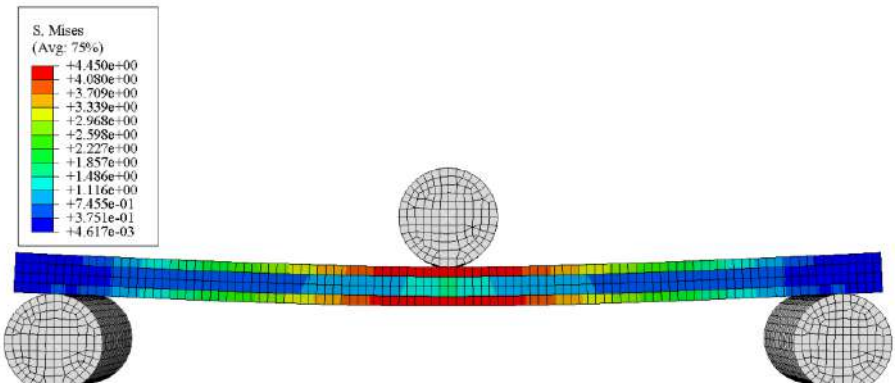



Figure A-2-1: état de contrainte dans le panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 3 points.

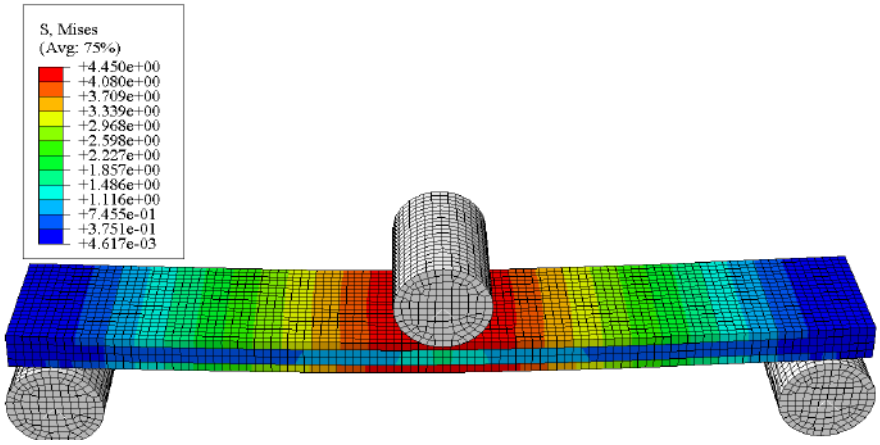



Figure A-2-2: état de contrainte dans le panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 3 points (perspective).

##### A-2-1-1-2-Champ de déplacement du panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24

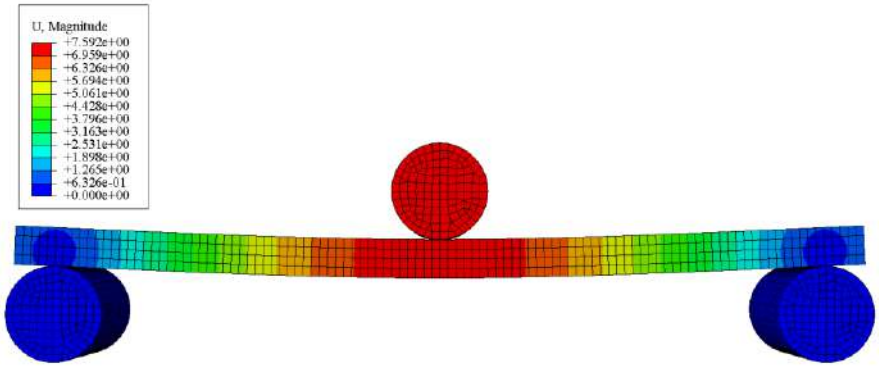



Figure A-2-3: champ de déplacements de la tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 3 points.

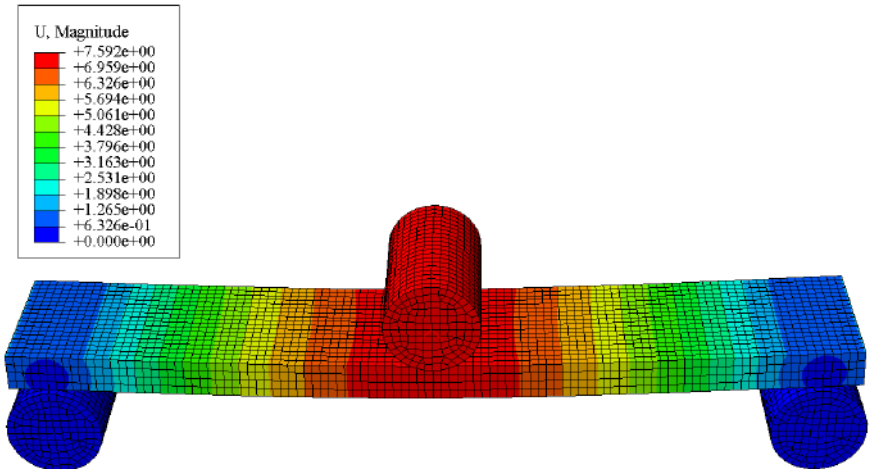



Figure A-2-4: champ de déplacements du panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 3 points (perspective)**.**

## A-2-1-2-Résultats de la simulation du panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 4pts

### *A-2-1-2-1-Etat de Contrainte dans le panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24*

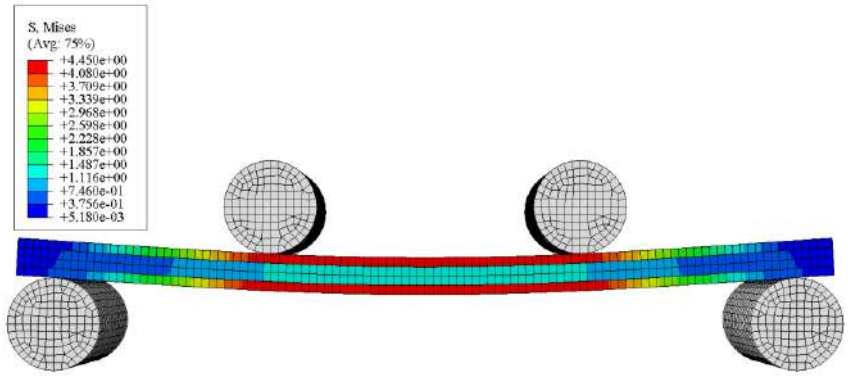



Figure A-2-5: état de contrainte dans le panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 4 points.

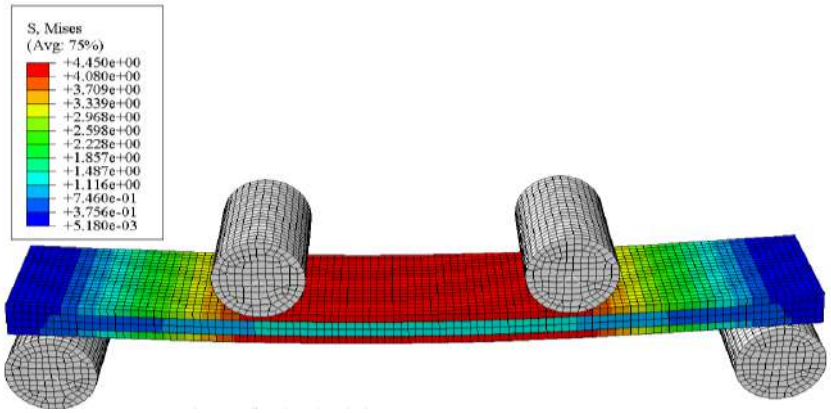



Figure A-2-6: état de contrainte dans le pannaeau tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 4 points (perspective).

***A-2-1-2-2-Champ de déplacements du panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24***

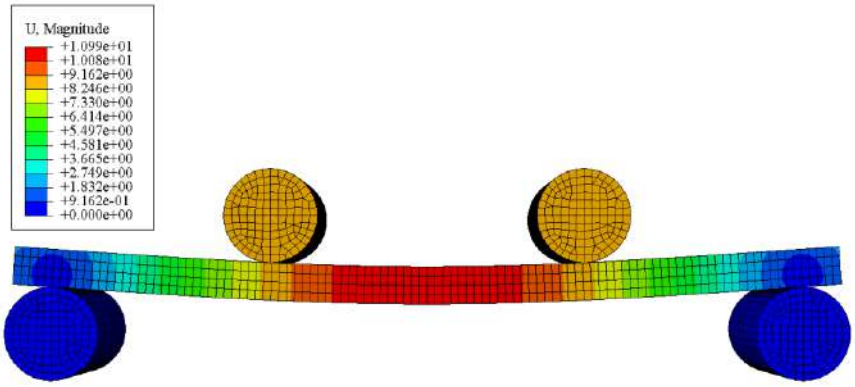



Figure A-2-7: champ de déplacements du panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 4 points.

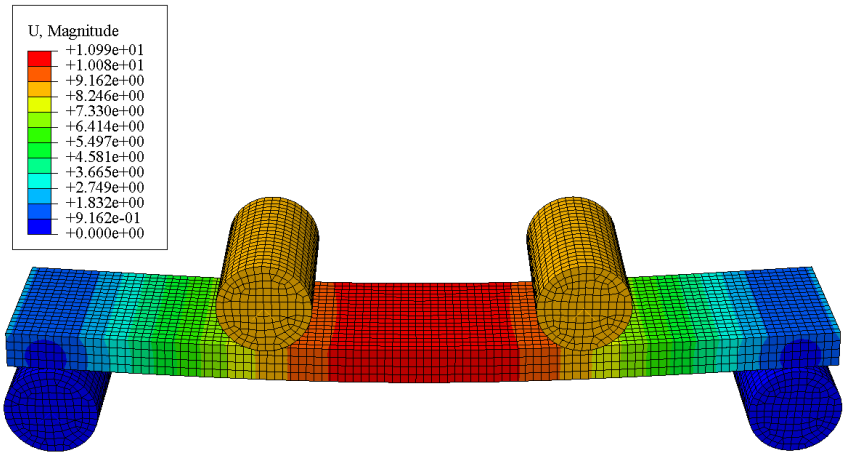



Figure A-2-8: champ de déplacements du panneau tri-couche P_0_50_X1_ép.24 en flexion 4 points (perspective)**.**

**A-2-2-Résultats de la simulation numérique du panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24**

**A-2-2-1-Résultats de la simulation du panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 3 pts**

***A-2-2-1-1-Etat de Contrainte dans le panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24***

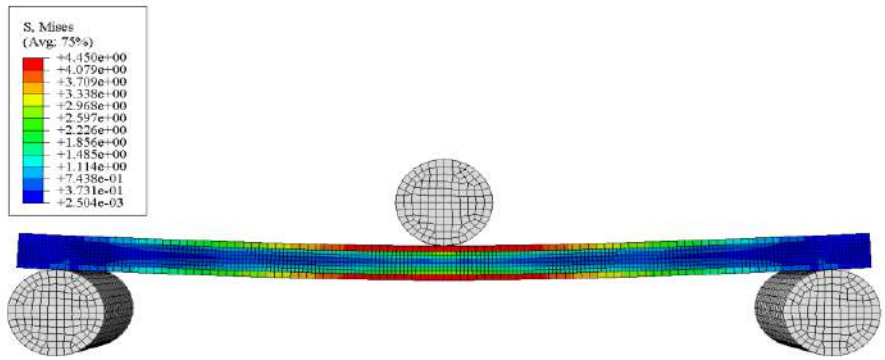



Figure A-2-9: état de contrainte dans le panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 3 points : contraintes à travers le liant.

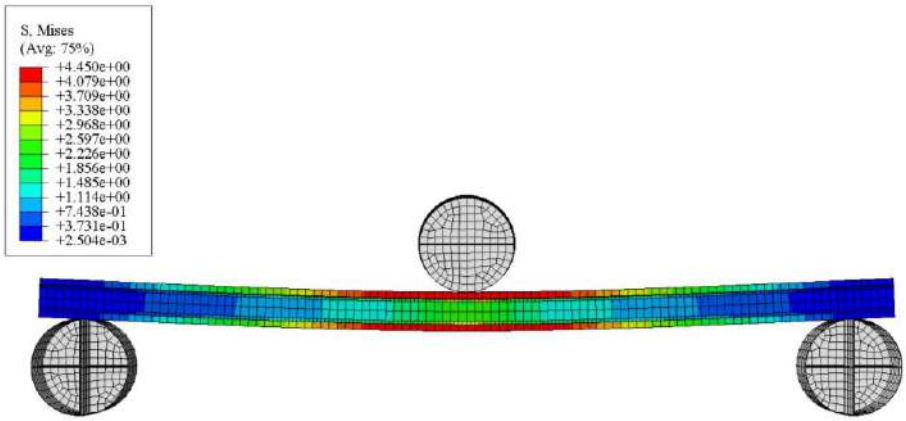



Figure A-2-10: état de contrainte dans le panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 3 points : contraintes à travers les inclusions.

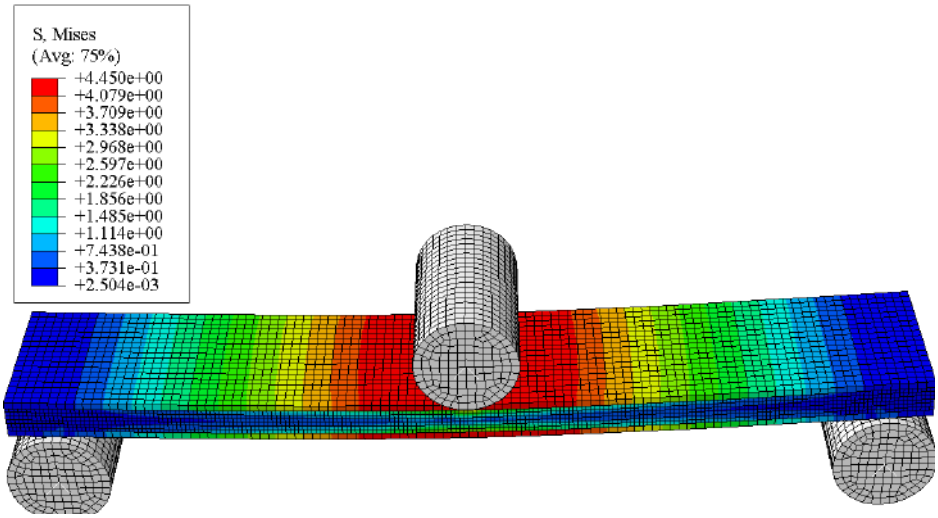



Figure A-2-11: état de contrainte dans le panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 3 points (perspective).

***A-2-2-1-2-Champ de déplacements du panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24***

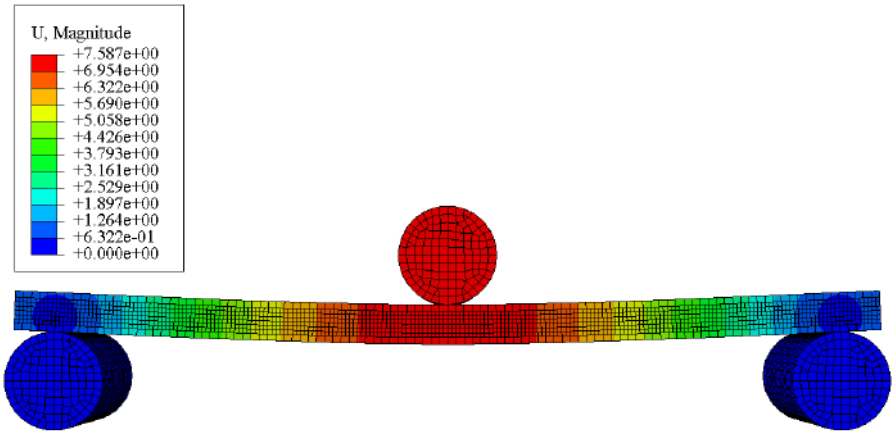



Figure A-2-12: champ de déplacements du panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 3 points.

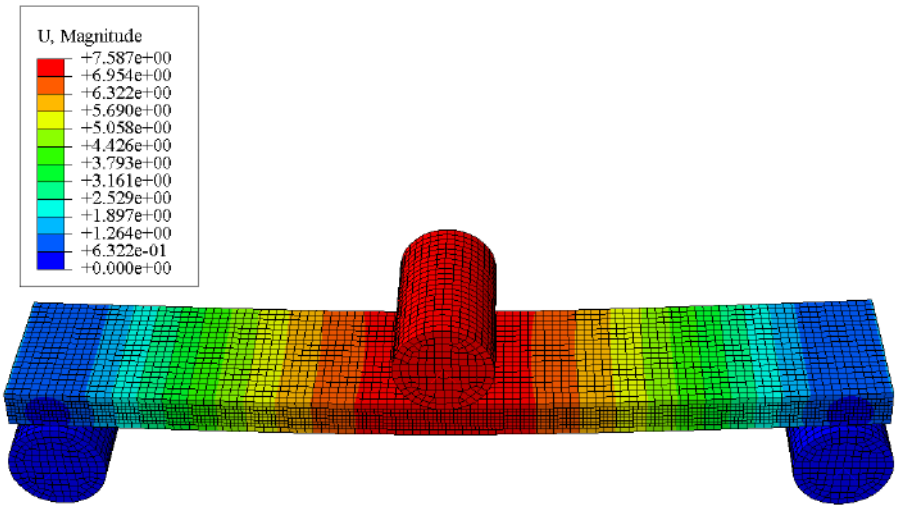



Figure A-2-13: champ de déplacements du panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 3 points (perspective).

**A-2-2-2-Résultats de la simulation du panneau du sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 4pts**

***A-2-2-2-1-Etat de Contrainte du panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24***

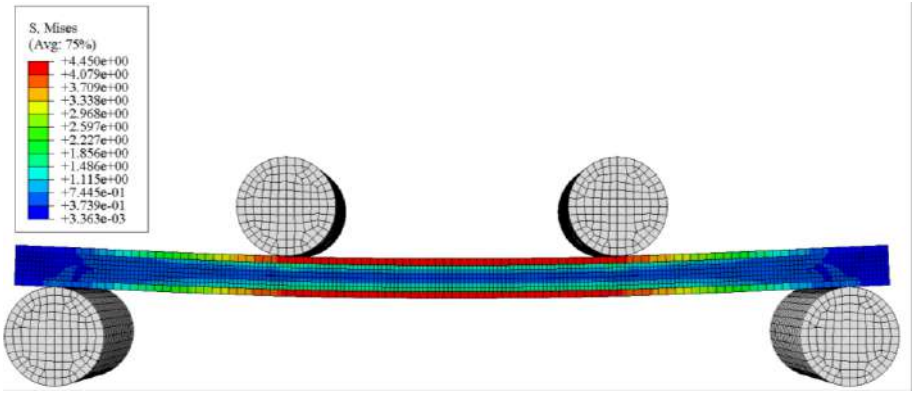
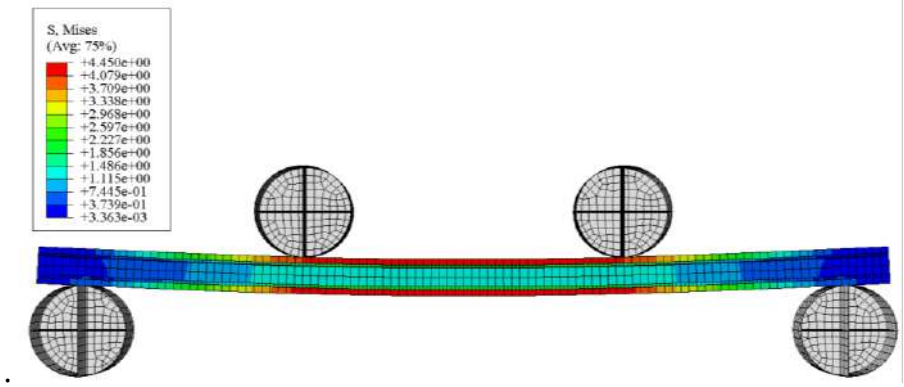



Figure A-2-14: état de contrainte dans le panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 4 points : contraintes à travers le liant.




.

Figure A-2-15: état de contrainte dans le panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 4 points : contraintes à travers les inclusions.

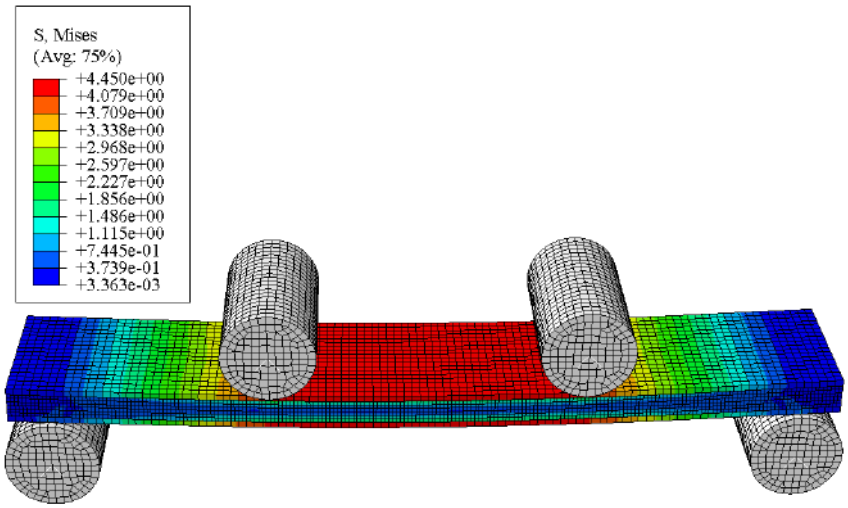



Figure A-2-16: état de contrainte dans le panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 4 points (perspective).

***A-2-2-2-2-Champ de déplacements du panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24***

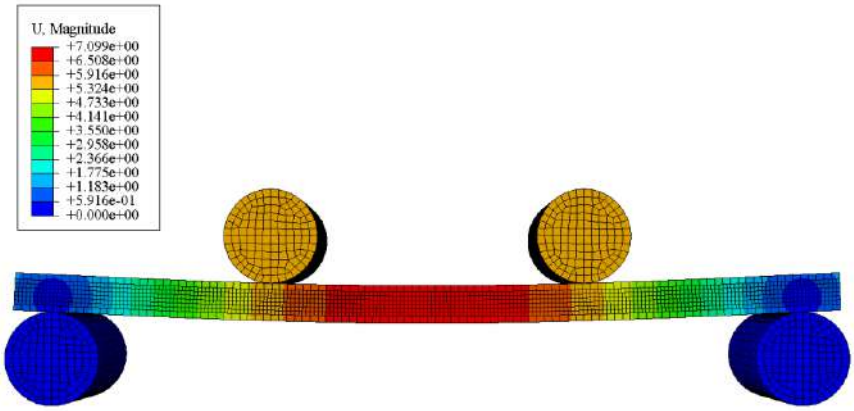



Figure A-2-17: champ de déplacements du panneau sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 4 points.

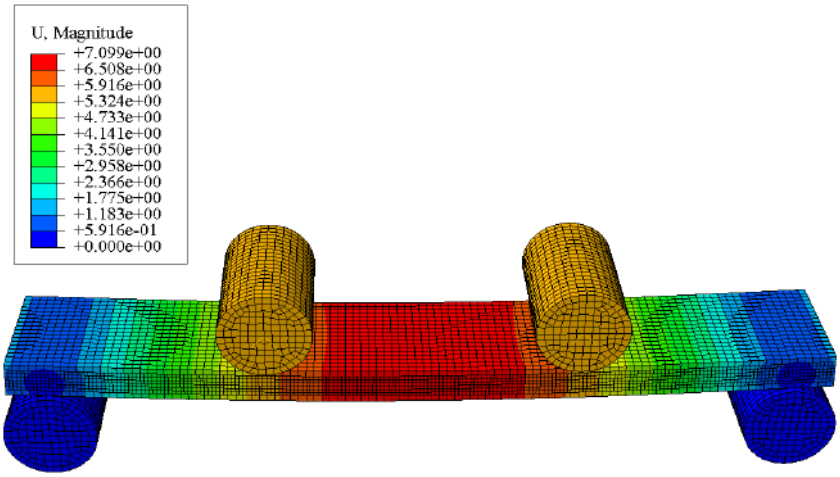



Figure A-2-18: champ de déplacements du sandwich P_50_r1_67_X1_ép.24 en flexion 4 points (perspective)**.**

## A-2-3-Résultats de la simulation numérique du panneau du sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40

### A-2-3-1-Résultats de la simulation du panneau du sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 3 pts

#### *A-2-3-1-1-Etat de Contrainte du panneau du sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40*

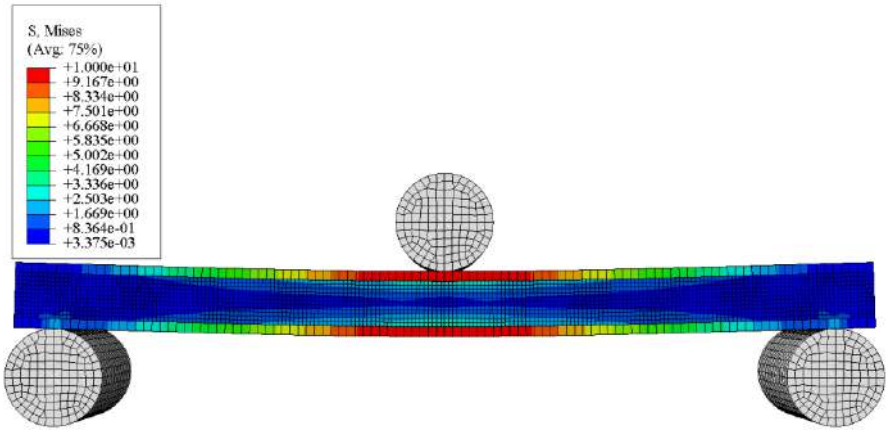



Figure A-2-19: distribution de contrainte dans le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 3 points : contraintes à travers le liant.

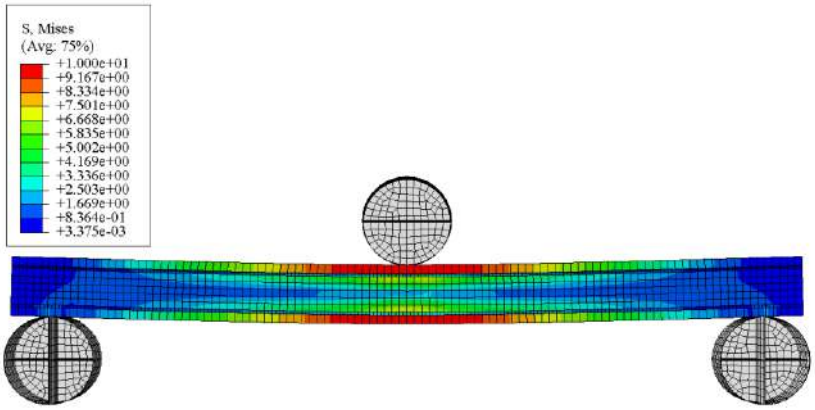



Figure A-2-20: état de contrainte dans le sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 3 points : contraintes à travers les inclusions.

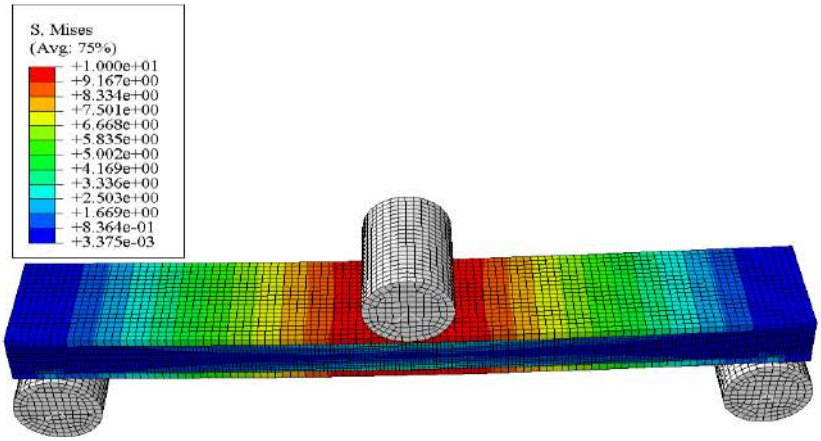



Figure A-2-21: état de contrainte dans le panneau sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 3 points (perspective).

### *A-2-3-1-2-Champ de Déplacement du panneau du sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40*

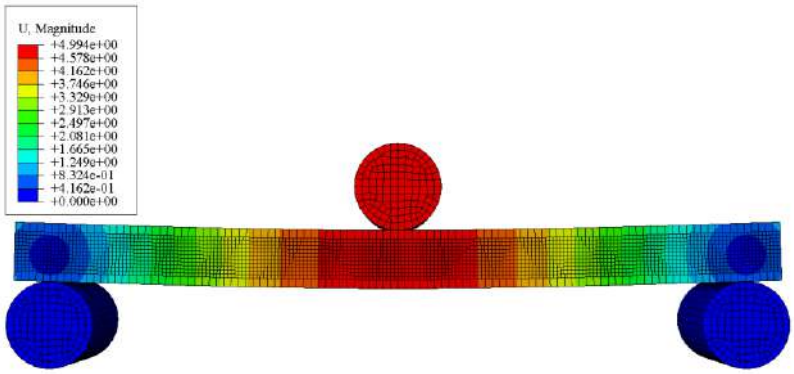



Figure A-2-22: champ de déplacements du panneau sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 3 points.

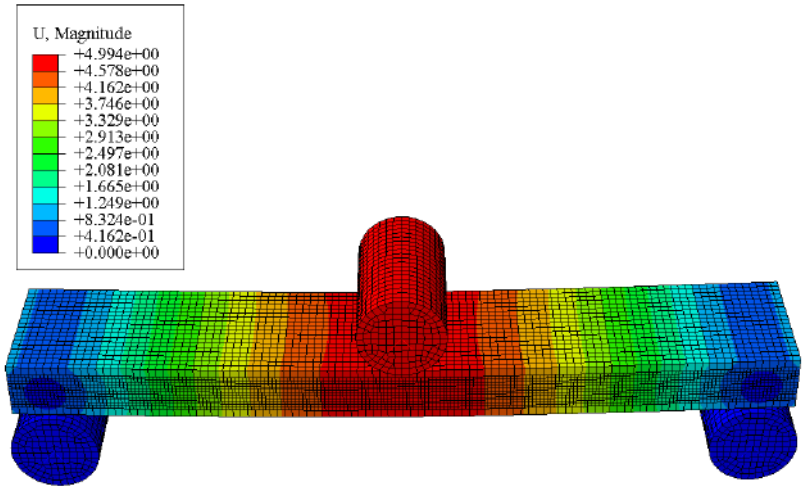



Figure A-2-23: champ de déplacements du panneau sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 3 points (perspective)**.**

## A-2-3-2-Résultats de la simulation du panneau du sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4pts

### *A-2-3-2-1-Etat de Contrainte du panneau du sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40*

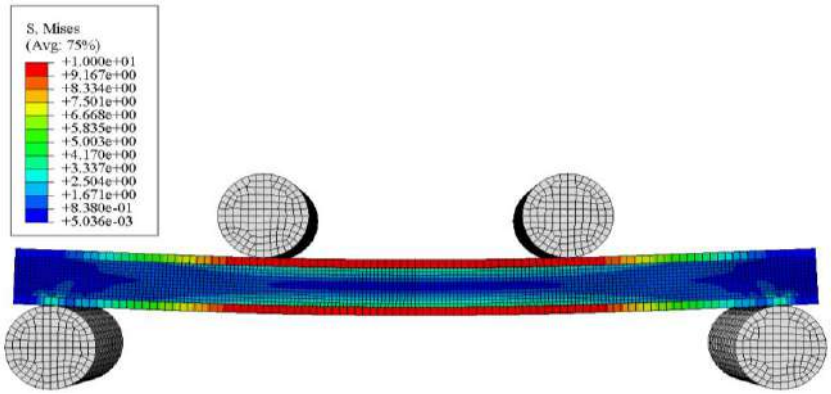



Figure A-2-24: état de contrainte dans le panneau sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points : contraintes à travers le liant.

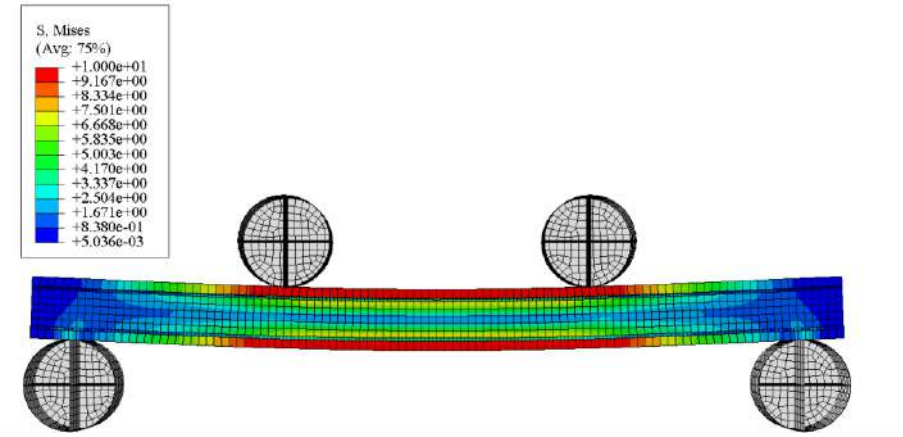



Figure A-2-25: état de contrainte dans le panneau sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points : contraintes à travers les inclusions.

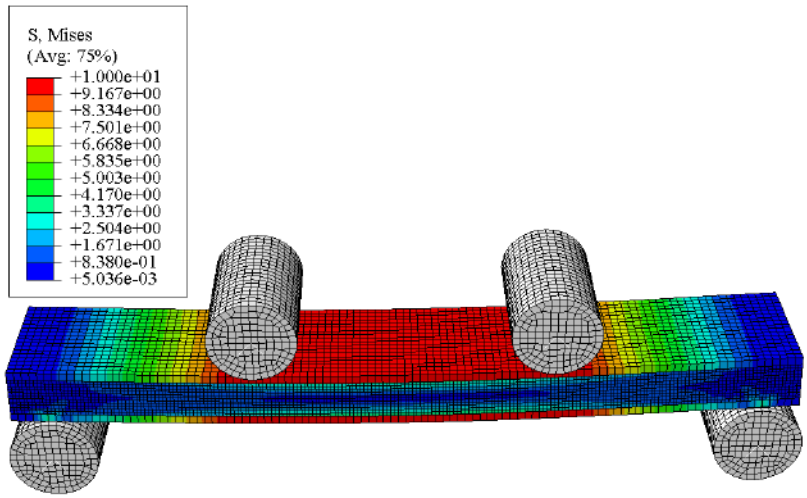



Figure A-2-26: état de contrainte dans le panneau sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points (perspective).

***A-2-3-2-2-Champ de déplacements du panneau du sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40***

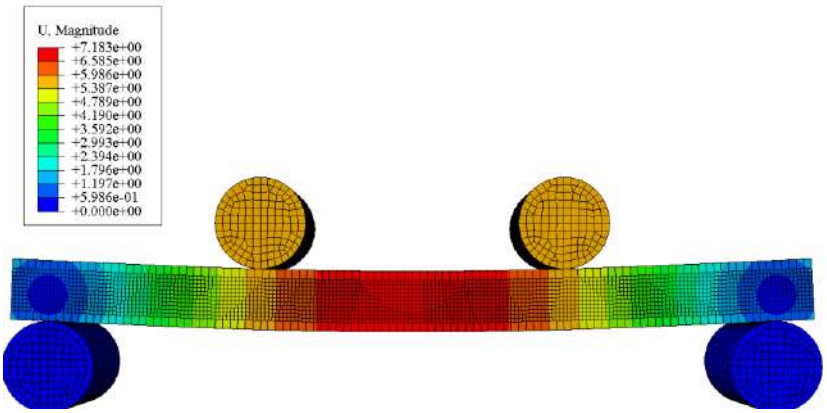



Figure A-2-27: champ de déplacements du panneau sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points.

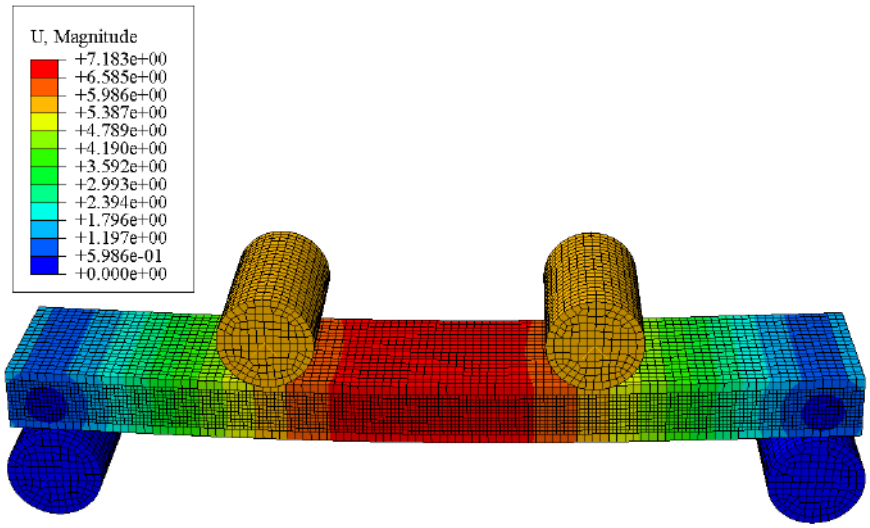



Figure A-2-28: champ de déplacements du panneau sandwich P_70_r2_67_X2_ép.40 en flexion 4 points (perspective)**.**

**Résumé**

La présente thèse concerne le domaine de la transformation des déchets en matériaux. Elle traite plus spécifiquement de la transformation des déchets d'emballages plastiques (polystyrène expansé, polyéthylène basse densité) et d'industrie du bois (connexes issus de la 1ère et 2ème transformation) en matériaux composites de type sandwich, au moyen de technologies locales (Bénin). Des chercheurs ont élaboré des composites monocouches et multicouches par transformation de ces déchets en matériaux pour la construction, en mettant en œuvre des techniques de type low-tech facilement transférables aux opérateurs locaux. Cependant, l'utilisation de ces composites comme produit d'ingénierie dans la construction est limitée par leurs performances qui restent à améliorer pour contribuer de façon optimum à résoudre le problème initial posé qui est l'élimination des déchets plastiques par leur transformation en matériau d'utilité pratique. La présente thèse propose un nouveau modèle d'éco-matériau de type sandwich, utilisant des ressources locales valorisées avec des technologies applicables localement. L'intérêt de ce modèle est qu'il présente des performances élevées comparables à celles de matériaux similaires d'utilité connue dans la construction. La démarche mise en œuvre a consisté à concevoir le matériau sandwich et à en définir les matériaux de base puis, à évaluer leurs propriétés en vue d'apprécier s'ils peuvent servir de matériaux pour les couches du matériau sandwich. Ensuite, un procédé de fabrication locale a été mis en œuvre pour réaliser le matériau sandwich et, enfin, ses propriétés ont été étudiées suivant les approches expérimentale, analytique et numérique. De nombreux résultats sont obtenus aussi bien sur les matériaux de base que sur le matériau sandwich.

Par exemple, au titre des matériaux de base, les composites bois-polystyrène ont une masse volumique apparente qui varie de 518,3 kg.m-3 à 925 kg.m$^{-3}$. Leur module d'Young varie de 105 à 2261,8 MPa en flexion, 584,0 à 2901,3 MPa en traction et de 285,0 à 743,0 MPa en compression. Leur contrainte maximum varie de 0,25 à 8,93 MPa en flexion, 2,10 à 10,50 MPa en traction et de 2,8 à 14,2 MPa en compression. Les composites bois-polyéthylène ont, en moyenne, les propriétés suivantes. Ils ont une masse volumique de 923,5 kg.m$^{-3}$. En traction, leur module d'Young est de 985,7 MPa et leur contrainte maximum est de 5,80 MPa. En flexion, ils ont un module d'Young de 751,5 MPa et une contrainte maximum de 5,93 MPa. Leur conductivité thermique est de 0,211 W.m$^{-1}$.°C$^{-1}$. La partie interne de *Raphia hookeri* constituant les inclusions a, en moyenne, une faible masse volumique basale de 161,2 kg.m$^{-3}$, un module d'élasticité de 2200 MPa et une contrainte maximum de 19,1 MPa, en flexion ; sa conductivité thermique moyenne est de 0,061 W.m$^{-1}$.K$^{-1}$.

En ce qui concerne le matériau sandwich, sa masse volumique est comprise entre 519,1 et 816,0 kg.m$^{-3}$. Son taux d'absorption d'eau après 24 h varie de 9,54 % à 23,61 % tandis que le taux de gonflement maximum reste faible avec moins de 2 %. En flexion, le module apparent du matériau varie de 1195,6 à 2695,9 MPa et sa contrainte normale maximale est limitée par la contrainte de rupture par traction du composite bois-polystyrène constituant les peaux. La force ultime des panneaux varie entre 506,8 N et 3156,4 N. En compression, le module d'Young des panneaux varie de 472,8 à 639,5 MPa et la contrainte maximum, de 8,60 à 10,17 MPa. La contrainte de cohésion interne varie de 0,60 à 2,77 MPa. La conductivité thermique est comprise entre 0,106 et 0,169 W.m$^{-1}$.°C$^{-1}$. Les valeurs des propriétés obtenues montrent que le matériau sandwich présente d'importants potentiels de substitution à d'autres matériaux comme les contre-plaqués, les panneaux MDF ou OSB, utilisés en construction où de bonnes propriétés mécaniques et thermiques sont nécessaires

***Mots-clés*** : matériau sandwich, Raphia, composites bois - polystyrène, composites bois – polyéthylène, conductivité thermique, flexion.

**Abstract**

This thesis concerns the field of the transformation of waste into materials. It deals more specifically with the transformation of plastic packaging waste (expanded polystyrene, low density polyethylene) and the wood industry waste (related products from the 1st and 2nd transformation) into composite materials of the sandwich type, using local technologies (Benin). Researchers developed monolayer and multilayer composites by transforming these wastes into material for construction, using low-tech type technics that are easily transferable to local operators. However, the use of these composites as an engineering product in construction is limited by the performances which remain to contribute to their contribution in an optimal way to solve the initial problem posed which is the elimination of plastic waste by their transformation into material. of practical utility. This thesis proposes a new sandwich-type eco-material model, using local resources enhanced with locally applicable technologies. The advantage of this model is that it has high performance comparable to that of similar materials of known utility in construction. The approach implemented consisted of designing the sandwich material and defining the basic materials, then evaluating their properties in order to assess whether they can be used as materials for the layers of the sandwich material. Then, a local manufacturing process was implemented to produce the sandwich material and, finally, its properties were studied using experimental, analytical and numerical approaches. Numerous results are also obtained on the base materials than on the sandwich material.

For example, as basic materials, wood-polystyrene composites have bulk density ranging from 518.3 kg.m$^{-3}$ to 925 kg.m$^{-3}$. Their Young's modulus varies from 105 to 2261.8 MPa in bending, 584.0 to 2901.3 MPa in tension and from 285 to 743 MPa in compression. Their maximum stress varies from 0.25 to 8.93 MPa in bending, 2.10 to 10.50 MPa in tension and from 2.8 to 14.2 MPa in compression. The wood-polyethylene composites, have the following average properties. Their bulk density is 923.5 kg.m$^{-3}$. In tension, their Young's modulus is 985.7 MPa and the maximum stress is 5.80 MPa. In bending, they have a Young's modulus of 751.5 MPa and a maximum stress of 5.93 MPa. Their thermal conductivity is 0.211 W.m$^{-1}$.°C$^{-1}$. The internal part of Raphia hookeri constituting the inclusions has, on average, a low basal density of 161.2 kg.m$^{-3}$, a thermal conductivity of 0.061 W.m$^{-1}$.°C$^{-1}$, a modulus of elasticity of around 2200 MPa and a maximum stress of 19.1 MPa, in bending.

As for the sandwich material, its bulk density ranks from 519.1 to 816.0 kg.m$^{-3}$. Its water absorption rate after 24 h varies from 9.54 % to 23.61 % while the maximum rate of thickness swelling remains low with less than 2%. In bending, the apparent modulus of the material varies from 1195.6 to 2695.9 MPa and its maximum normal stress is limited by the tensile breaking stress of the wood-polystyrene composite that constitute skins. The ultimate strength of the panels varies between 506.8 N and 3156.4 N. In compression, the Young's modulus of the panels varies from 472.8 to 639.5 MPa and the maximum stress, from 8.60 to 10.17 MPa. The internal bound stress varies from 0.60 to 2.77 MPa. The thermal conductivity varies between 0.106 and 0.169 W.m$^{-1}$.°C$^{-1}$. The properties values obtained show that the sandwich material has significant potential for substitution to others materials like plywood, MDF or OSB panels used in construction where materials with good mechanical and thermal properties are required.

***Keywords***: sandwich material, Raphia, wood polystyrene - composites, wood polyethylene -composites, thermal conductivity, bending.