Analyse de la faisabilité d'éco-conception de pièces composites à base de ressources renouvelables pour applications médicales

Julien Moothoo

▶ **To cite this version:**

Julien Moothoo. Analyse de la faisabilité d'éco-conception de pièces composites à base de ressources renouvelables pour applications médicales. Autre. Université d'Orléans, 2013. Français. NNT : 2013ORLE2052 . tel-01064267

HAL Id: tel-01064267

https://theses.hal.science/tel-01064267

Submitted on 16 Sep 2014

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

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

UNIVERSITÉ D'ORLÉANS

ÉCOLE DOCTORALE
ENERGIE, MATERIAUX, SCIENCES DE LA TERRE ET DE L'UNIVERS

Laboratoire PRISME-MMH

THÈSE présentée par : Julien MOOTHOO

soutenue le : **21 Novembre 2013**

pour obtenir le grade de : **Docteur de l'université d'Orléans**

Discipline/ Spécialité : Génie Mécanique

Analyse de la faisabilité d'éco-conception de pièces composites à base de ressources renouvelables pour applications médicales

THÈSE dirigée par :

Damien SOULAT	Professeur des Universités, ENSAIT Roubaix
Pierre OUAGNE	Maître de conférences HDR, Université Orléans
Samir ALLAOUI	Maître de conférences, Université Orléans

RAPPORTEURS :

Moussa GOMINA	Chargé de recherche CNRS HDR, CRISMAT Caen
Laurent GUILLAUMAT	Professeur des Universités, ENSAM Angers

JURY:

Moussa GOMINA	Chargé de recherche CNRS HDR, CRISMAT Caen
Laurent GUILLAUMAT	Professeur des Universités, ENSAM Angers
Karine CHARLET	Maître de conférences, IFMA Clermont-Ferrand
Frédéric JACQUEMIN	Professeur des Universités, Université de Nantes
Dashnor HOXHA	Professeur des Universités, Université Orléans
Damien SOULAT	Professeur des Universités, ENSAIT Roubaix
Pierre OUAGNE	Maître de conférences HDR, Université Orléans
Samir ALLAOUI	Maître de conférences, Université Orléans

Remerciements

Table des matières

Chapitre 1 Introduction 1
1.1 Introduction au composite 1
1.2 Contexte de l'étude 3
1.3 Problématiques 7
1.3.1 Choix préliminaires 7
1.3.2 Méthodologie et plan du manuscrit 10
Chapitre 2 Dimensionnement de la pièce composite 12
2.1 Présentation du cahier des charges mécanique 13
2.1.1 Cas de charge et critères 13
2.1.2 Données d'entrée du cas de charge 15
2.2 Introduction au dimensionnement des pièces composites 16
2.3 Modélisation du comportement du pli élémentaire 21
2.3.1 Modules du pli élémentaire 21
2.3.2 Calcul des propriétés homogénéisées 22
2.4 Estimation des flux d'effort globaux 25
2.4.1 Sollicitations dans la poutre 26
2.4.2 Flux d'effort globaux 27
2.5 Comportement du stratifié 29
2.5.1 Matrices des rigidités des plis 31
2.5.2 Loi de comportement 32
2.5.3 Modules élastiques apparents du stratifié 33
2.5.4 Contraintes et flux d'effort dans les plis 33
2.6 Pré-dimensionnement au cas de charges mécanique 35
2.6.1 Pré-dimensionnement analytique 35
2.6.2 Estimation des proportions et orientations des plis dans le stratifié 44
2.6.3 Récapitulatif de la chaine de calculs 47
2.7 Dimensionnement au cas de charges mécaniques 49
2.7.1 Epaisseur du stratifié 49
2.7.2 Dimensionnement analytique 50
2.8 Modèle numérique 53
2.8.1 Présentation du modèle 53

2.8.2 Validation du modèle numérique 54
2.8.3 Cahiers des charges de fabrication de la poutre. 58
2.9 Choix de procédés de fabrication 61
2.9.1 La fabrication de profilés creux en composite 61
2.9.2 Le procédé d'enroulement filamentaire par voie humide 63
2.9.3 Le procédé de moulage par compaction interne 65
2.10 Conclusion et perspectives 70
Chapitre 3 Comportement des mèches de lin 72
3.1 Les renforts continus à base de fibres de lin 73
3.2 Présentation des mèches de l'étude 77
3.3 Caractérisation en traction des mèches 78
3.3.1 Dispositifs expérimentaux 78
3.3.2 Conditions expérimentales 81
3.3.3 Résultats et analyses macroscopiques 83
3.3.4 Résultats et analyses mésoscopiques 97
3.4 Retour sur les données d'entrée du dimensionnement 105
3.5 Conclusions et perspectives 106
Chapitre 4 Analyse des pièces fabriquées 110
4.1 Prototypes réalisés par enroulement filamentaire 110
4.1.1 Généralités sur les paramètres influençant la qualité des pièces 111
4.1.2 Dispositif expérimental d'essai mécanique sur prototypes 112
4.1.3 Analyse du prototype 1 118
4.1.4 Analyse du prototype 2 124
4.1.5 Analyse du prototype 3 138
4.1.6 Bilan général sur l'enroulement filamentaire. 142
4.1.7 Approche d'éco-conception pour augmenter les performances mécaniques. 143
4.2 Démonstrateurs réalisés par moulage par compaction interne 145
4.2.1 Matériaux utilisés et paramètres de fabrication 146
4.2.2 Analyse des démonstrateurs 147
4.2.3 Bilan 152
4.3 Conclusions et perspectives 152
Chapitre 5 Influence de l'environnement du milieu opératoire sur le comportement des bio –composites 155
5.1 Présentation de l'environnement opératoire 157

5.1.1 Les produits de nettoyage en environnement opératoire 158
5.1.2 L'entretien du système d'éclairage opératoire 159
5.2 Etat de l'art sur le vieillissement de bio-composites 159
5.2.1 Les mécanismes d'absorption dans les composites 160
5.2.2 Effet de l'absorption sur les propriétés mécaniques 163
5.3 Comportement à l'immersion dans les produits de nettoyage 165
5.3.1 Matériaux 166
5.3.2 Fabrication des plaques 166
5.3.3 Préparation des éprouvettes 167
5.3.4 Protocole expérimental 168
5.3.5 Résultats des essais d'immersion 171
5.3.6 Nécessité d'une protection 188
5.4 Etude des cycles de nettoyage 190
5.4.1 Matériaux et protocole expérimental 190
5.4.2 Résultats 191
5.5 Conclusion et perspectives 195
Chapitre 6 Conclusions et perspectives 200
Références 203

Table des illustrations

Figure 1-1: Renfort sous forme de fil (gauche) et mèche (droite). 2
Figure 1-2: Armures bidimensionnelles: a) quasi-unidirectionnel, b) sergé 2x2, c) hopsack 4x4 [3]. 2
Figure 1-3: Nombre d'articles publiés sur les composites à base de fibres synthétiques et naturelles [22]. 4
Figure 1-4 : Exemples de bras de suspension d'éclairage opératoire (de gauche à droite), gamme Powerled, Blueline et X'TEN. 6
Figure 1-5: Exemple de polymères et leur biodégradabilité [28]. 9
Figure 1-6: Triptyque. 10
Figure 2-1: Système de positionnement d'éclairage 13
Figure 2-2: Cas de charge de la pièce 14
Figure 2-3: Section transversale rectangulaire creuse 15
Figure 2-4: Section transversale circulaire creuse 16
Figure 2-5: Illustration de la démarche pour l'expression des critères de dimensionnement. . 20
Figure 2-6: Modélisation du pli élémentaire 21
Figure 2-7: Stratifié sous sollicitation 29
Figure 2-8: Représentation des hypothèses de stratification 30
Figure 2-9: Représentation de la stratification d'une semelle 40
Figure 2-10: Approximation de la stratification pour le pré-dimensionnement en flexion 41
Figure 2-11: Chaine de calculs analytiques 48
Figure 2-12: Vues du modèle numérique (Abaqus®) 54
Figure 2-13: Schéma de la pultrusion des thermoplastiques [107]. 62
Figure 2-14: Schéma de la pultrusion des thermodurcissable [109]. 62
Figure 2-15: Schéma des étapes de l'enroulement [112] 64
Figure 2-16: Ensemble du montage de moulage à la vessie a) vue en coupe b) montage réel 66
Figure 2-17: Assemblage de la membrane sur mandrin 67
Figure 2-18: Mandrin 67
Figure 2-19: Mise en place des chapeaux 67
Figure 2-20: Mise en forme du renfort sur la membrane 68
Figure 2-21: Tressage d'une gaine [114]. 68
Figure 2-22: Contre moule 69
Figure 2-23: Moulage de la membrane en silicone 69

Figure 3-1: Section de la tige de lin et localisation des faisceaux [10]. 73
Figure 3-2: a) Paquet de fibres b) Modes de rupture des paquets de fibres. 74
Figure 3-3: Architectures des mèches de lin, a) twistée, b) non-twistée. 75
Figure 3-4: a) renfort tissé de mèches plates, b) mise en forme en pyramides. 76
Figure 3-5: Matériau, a) bobines, b) Vues de dessus de la mèche BR. 77
Figure 3-6: Défauts à limiter lors de la préparation des éprouvettes. 79
Figure 3-7: Etapes de préparation des éprouvettes de traction. 80
Figure 3-8: Eprouvette marquée. 80
Figure 3-9: Eprouvette avec un mouchetis. 81
Figure 3-10: Comportement en traction typique d'une mèche de lin. 84
Figure 3-11: Effet de la longueur sur la contrainte max. et sur le module longitudinal. 85
Figure 3-12: Représentation 2D simplifiée de la mèche et des fibres constituantes. 87
Figure 3-13: Evolution de la déformation à la rupture en fonction de la longueur. 88
Figure 3-14: Comportement de la mèche: a) 4 mm, b) 50 mm, c) 250 mm and d) 500 mm. .. 89
Figure 3-15: Effet du taux de déformation pour une longueur d'éprouvette de 250 mm a) contrainte maximale, b) module. 91
Figure 3-16: Courbes de traction sur mèches sèches, a) mèches B, b) mèches BR. 92
Figure 3-17: Propriétés mécaniques des mèches sèches. 92
Figure 3-18: Courbes de traction sur mèches imprégnées-humides, a) mèches B, b) mèches BR. 94
Figure 3-19 : Comparaison des propriétés mécaniques avant et après imprégnation. 94
Figure 3-20: Mèches imprégnées-durcies a) comportement, b) propriétés mécaniques. 95
Figure 3-21: a) Courbe de traction et les états correspondant à la corrélation, b) l'éprouvette et son mouchetis. 98
Figure 3-22: Champ de déplacement a) avant l'effort maximal, b) après l'effort maximal. . 100
Figure 3-23: Comparaison entre une mèche de lin (gauche) et une mèche de verre (droite) après rupture. 101
Figure 3-24: Champs de déformation longitudinale $\boldsymbol{\varepsilon xx}$. 102
Figure 3-25: Irrégularités le long de la mèche. 103
Figure 3-26: Correspondance entre l'état de d'activation des groupes de paquets avec l'état de rupture. 103
Figure 3-27: Champs de déformation a) longitudinale et b) en cisaillement. 104
Figure 4-1 : Banc d'essai MAQUET 112
Figure 4-2: Interfaces de montage. 113

Figure 4-3: Etapes du collage. 113
Figure 4-4 : Montage et chargement en flexion. 114
Figure 4-5 : Montage en torsion. 115
Figure 4-6 : Chargement en torsion. 116
Figure 4-7 : Moyens d'acquisition des déplacements et efforts 117
Figure 4-8: Vues en perspective du prototype 1 119
Figure 4-9: Mesure d'angle avec ImageJ 120
Figure 4-10: Courbe de l'essai de flexion, prototype 1 122
Figure 4-11: Courbe de l'essai de torsion, prototype 1 123
Figure 4-12: Enroulement par nappe de 8 mèches. 124
Figure 4-13: Réception du prototype 2. 125
Figure 4-14: Défauts en surface. 126
Figure 4-15: Section transversale du prototype 2. 127
Figure 4-16: Images de tomographie d'échantillons. 128
Figure 4-17: Courbe de l'essai de flexion, prototype 2. 129
Figure 4-18: Essai de flexion jusqu'à la rupture, prototype 2. 130
Figure 4-19: Localisation de la rupture en flexion. 130
Figure 4-20: Faciès de rupture en flexion, prototype 2. 131
Figure 4-21: Formation d'un « kink band » dans une strate en compression [143]. 131
Figure 4-22: Courbe de l'essai de torsion, prototype 2. 133
Figure 4-23: Essai de torsion jusqu'à la rupture, prototype 2. 133
Figure 4-24: Localisation de la rupture en torsion 134
Figure 4-25:Faciès de rupture en torsion, prototype 2. 135
Figure 4-26: Bobines sur cantre pour l'enroulement filamentaire, a) bobines coniques, b) bobines cylindriques 137
Figure 4-27: Finition au film thermo-rétractable. 138
Figure 4-28 : Défauts d'alignement des mèches. 139
Figure 4-29 : Résine moussée. 140
Figure 4-30 : Section transversale du prototype 3. 141
Figure 4-31 : Fin de depose du film thermo-retractable. 141
Figure 4-32: Tissu 4*4 hopsack, comélé 40% lin + 60% PLA. 146
Figure 4-33: Cycle de température et pression. 146
Figure 4-34: Vues d'ensemble, a) démonstrateur 1, b) démonstrateur 2, c) démonstrateur 3. 148

Figure 4-35: Gros plan, a) démonstrateur 1, b) démonstrateur 2, c) démonstrateur 3. 148
Figure 4-36 : Etat de surface intérieur. 149
Figure 4-37: Gros plans sur les sections, a) démonstrateur 1, b) démonstrateur 2, c) démonstrateur 3. 149
Figure 5-1: Bloc opératoire. 157
Figure 5-2: Courbes d'absorption [163]. 162
Figure 5-3: Diffusion d'eau dans la matrice [14]. 162
Figure 5-4: Effet de l'absorption sur l'interface fibre matrice [14]. 163
Figure 5-5: Consolidation des plaques bio-composites a) moulage sous vide en étuve, b) moulage à la presse à plateaux chauffants (schéma adapté de [171]). 167
Figure 5-6: Eprouvette de traction selon l'ISO 527 [172]. 168
Figure 5-7: Courbes d'absorption pour le Lin/PLA a) Campagne VC4, b) Campagne VC5. 173
Figure 5-8: Courbes d'absorption pour le lin/PP a) Campagne VC4, b) Campagne VC5. 175
Figure 5-9: Courbes de pertes de masse, a) campagne VC4, b) campagne VC5. 178
Figure 5-10: Evolution du comportement mécaniques des composites de la campagne VC4 pour une immersion à l'eau, a) Lin/PLA-B, b) Lin/PP-B. 181
Figure 5-11: Zones de rupture des éprouvettes de traction de Lin/PLA-B a) non-vieilli, b) 2 semaines-humide, c) 2 semaines-sec. 181
Figure 5-12: Zones de rupture des éprouvettes de traction de Lin/PP-B a) non-vieilli, b) 2 semaines-humide, c) 2 semaines-sec. 183
Figure 5-13: Evolution du comportement mécaniques des composites de la campagne VC5 pour une immersion à l'eau, a) Lin/PLA-B, b) Lin/PP-B. 184
Figure 5-14: Comparaison des courbes d'absorption entre des éprouvettes non protégées et des éprouvettes protégées. 189
Figure 5-15: Evolution des propriétés mécaniques en fonction du gain de masse, Lin/PLA-D. 193
Figure 5-16: Décoloration suite à l'exposition à l'humidité. 194

Liste des tableaux

Tableau 1.1: Propriétés physiques de fibres synthétiques et naturelles [28]. 5
Tableau 1.2 : Propriétés des polymères sélectionnés. 9
Tableau 2.1: Récapitulatif du cas de charge et des critères 15
Tableau 2.2: Ordre de grandeur des paramètres géométriques de la poutre. 16
Tableau 2.3: Propriétés matériaux pour la mise en données 54
Tableau 2.4: Comparaison des résultats dans le cas de la flexion simple, $\boldsymbol{p0}$°=1 55
Tableau 2.5: Comparaison des résultats dans le cas de la flexion simple, $\boldsymbol{p90}$°=1 55
Tableau 2.6: Comparaison des résultats dans le cas de la flexion simple, $\boldsymbol{p45° = p - 45}$°= 0,5 55
Tableau 2.7: Comparaison des résultats dans le cas de la torsion, $\boldsymbol{p0}$°=1 56
Tableau 2.8: Comparaison des résultats dans le cas de la torsion, $\boldsymbol{p90}$°=1 56
Tableau 2.9: Comparaison des résultats dans le cas de la torsion, $\boldsymbol{p45° = p - 45}$°= 0,5 56
Tableau 2.10: Comparaison des résultats dans le cas d'un chargement combiné, $\boldsymbol{p\lambda} = 0{,}25$. 57
Tableau 2.11: Influence de l'ordre d'empilement des plis 58
Tableau 2.12: Modélisation du comportement du pli élémentaire 58
Tableau 2.13: Cahier des charges de fabrication, couches à 0° et ± 45° 59
Tableau 2.14: Cahier des charges de fabrication, couches à ± 31° 60
Tableau 3.1: Influence de la longueur (Mèches BR). 82
Tableau 3.2: Influence de la vitesse (Mèches BR). 82
Tableau 3.3: Influence du liant sur la cohésion. 83
Tableau 3.4: Influence de l'imprégnation-humide. 83
Tableau 3.5: Influence du l'imprégnation-durcie. 83
Tableau 3.6: Propriétés du renfort équivalent. 96
Tableau 3.7: Cahier des charges de fabrication, couches à ± 33°. 106
Tableau 4.1: Cahier des charges de fabrication, section rectangulaire creuse. 118
Tableau 4.2: Relevés sur prototype 1 120
Tableau 4.3: Caractéristiques en flexion, prototype 1 122
Tableau 4.4: Caractéristiques en torsion, prototype 1. 123
Tableau 4.5: Cahier des charges de fabrication, section circulaire creuse. 124
Tableau 4.6: Relevés de cotes. 125
Tableau 4.7: Caractéristiques en flexion, prototype 2. 132
Tableau 4.8: Caractéristiques en torsion, prototype 2 135
Tableau 4.9: Performances mécaniques de différentes sections transversales. 144

Tableau 4.10: Paramètres de procédé et dimensions..... 147
Tableau 4.11: Relevés géométriques et compaction des démonstrateurs 150
Tableau 4.12: Données de calcul pour la mise à jour du taux de fibre (démonstrateur 3)..... 151
Tableau 5.1: Environnement opératoire dans une zone à risque très élevé[148]..... 157
Tableau 5.2: Entretien-désinfection des systèmes d'éclairage..... 159
Tableau 5.3: Propriétés des tissus. 166
Tableau 5.4: Propriétés des plaques bio-composites..... 167
Tableau 5.5: Tailles des éprouvettes d'immersion..... 168
Tableau 5.6: Pente de la partie linéaire, gain de masse à saturation et coefficients de diffusion pour les composites lin/PLA. 174
Tableau 5.7: Pente de la partie linéaire, gain de masse à saturation et coefficients de diffusion pour les composites lin/PP. 176
Tableau 5.8: Gonflement des composites à saturation..... 177
Tableau 5.9: Pertes de masse des composites pour les deux campagnes VC4 et VC5..... 179
Tableau 5.10: Evolution des propriétés mécaniques pour le composite Lin/PLA-B..... 181
Tableau 5.11: Evolution des propriétés mécaniques pour le composite Lin/PP-B..... 183
Tableau 5.12: Evolution des propriétés mécaniques pour le composite Lin/PLA-D..... 185
Tableau 5.13: Evolution des propriétés mécaniques pour le composite Lin/PP-D..... 186
Tableau 5.14: Evolution des masses en fonction des cycles de nettoyage (ouverture intermédiaire du pulvérisateur). 191
Tableau 5.15: Evolution des masses en fonction des cycles de nettoyage (ouverture maximale du pulvérisateur)..... 192
Tableau 5.16: Propriétés mécaniques avant et après nettoyage. 193

Chapitre 1

Introduction

Dans le cadre d'un allègement de structure en respect avec un cahier des charges industriel, cette thèse traite de l'éco-conception d'une pièce composite à base de ressources renouvelables pour une application structurale dans le secteur médical. Elle a été cofinancée par la société MAQUET SA et le Conseil Général du Loiret et s'est déroulée au sein du laboratoire PRISME à Polytech'Orléans.

Dans ce chapitre introductif au manuscrit, après quelques rappels sur les matériaux composites, le contexte de l'étude qui justifie une telle orientation d'éco-conception sera abordé à travers l'application industrielle. La méthodologie adoptée sera par la suite présentée en s'appuyant sur les principaux verrous technologiques et scientifiques identifiés. Le plan du manuscrit et des chapitres terminera ce premier chapitre introductif.

1.1 Introduction au composite

Un composite est un matériau hétérogène obtenu par l'association de deux constituants/phases non miscibles. Il existe plusieurs familles de composites. Parmi elles, les composites à base de renforts fibreux et de matrices polymères tiennent une place privilégiée dans les applications structurales.

La fonction du renfort est d'apporter les propriétés mécaniques telles la résistance et la rigidité. Ces caractéristiques peuvent atteindre jusqu'à 400 GPa en module d'élasticité et 2000 MPa en résistance en traction pour la fibre de carbone [1]. Cependant le renfort le plus répandu pour les applications courantes est la fibre de verre, bien moins couteuse. Les propriétés mécaniques de cette dernière sont de l'ordre de 70 GPa et 2200 MPa respectivement pour le module d'élasticité et la résistance en traction [2]. Dans les applications composites, le renfort peut se présenter sous plusieurs formes. Notamment sous forme de bobines de fils ou mèches (Figure 1-1) ou sous forme d'armures bidirectionnelles (Figure 1-2).

Figure 1-1: Renfort sous forme de fil (gauche) et mèche (droite).

a b c

Figure 1-2: Armures bidimensionnelles: a) quasi-unidirectionnel, b) sergé 2x2, c) hopsack 4x4 [3].

La fonction de la matrice est de figer le renfort dans une géométrie donnée tout en assurant le transfert de charge au renfort. Elle assure aussi la fonction de protection du renfort vis-à-vis de l'environnement extérieur. La matrice possède des propriétés mécaniques moindres comparativement au renfort. Elle est de type thermoplastique ou thermodurcissable.

Les deux constituants sont associés par l'intermédiaire d'un procédé de fabrication pour donner naissance au composite. Le matériau ainsi obtenu présente des caractéristiques que les constituants seuls ne possèdent pas. La présence de ces deux constituants (renfort et matrice) fait apparaitre une notion d'interface qui est la frontière entre ces deux phases au sein du matériau, l'interface fibre-matrice. La qualité des pièces composites est fortement dépendante de la qualité de cette interface.

Les matériaux composites ont l'avantage d'être légers et de présenter de bonnes propriétés mécaniques. Ils ont aussi l'avantage d'être façonnable dans une géométrie complexe avec des orientations privilégiées du renfort dont il faut assurer la maîtrise lors du procédé de fabrication. Ces caractéristiques font que les composites se développent de plus en plus dans les secteurs tels que les secteurs du transport (automobile, aéronautique, ferroviaire,

nautique) où la légèreté est gage de la maitrise de la consommation d'énergie tout en maintenant un niveau de performances élevé. Cependant, l'utilisation des composites s'accompagne aussi d'un certain nombre d'inconvénients. Leur dimensionnement et leur mise en œuvre font intervenir de nombreux paramètres et degrés de libertés qui rendent leur utilisation complexe. Les composites traditionnels à base de fibres de carbone ou de fibres de verre sont très consommateurs en énergie et posent entre autre des problèmes de recyclabilité des pièces en fin de vie. Ce point fait actuellement l'objet de beaucoup de travaux dans la communauté scientifique.

1.2 Contexte de l'étude

Les enjeux environnementaux liés à la rareté des ressources, le réchauffement climatique et la consommation énergétique poussent aujourd'hui les industriels à adopter une démarche d'éco-conception dans le développement de leurs produits. L'industrie des matériaux composites est également concernée par cette démarche. Selon le rapport technique de l'ISO/TR 14062:2002 [4], l'éco-conception se définit comme étant *« l'intégration des aspects environnementaux dès le début du processus de conception et de développement de produits et/ou services »*. Des outils spécifiques ont été développés pour implémenter cette démarche dans l'industrie sur la base d'indicateurs d'impacts environnementaux et de ressources, et/ou de flux de ressources (énergie, matières, …) [5]. Ces indicateurs d'impact, évalués à travers des inventaires de cycle de vie, et critères permettent entre autres d'améliorer le choix des matériaux afin de réduire l'impact environnemental au cours de l'intégralité du cycle de vie du produit.

L'utilisation de renforts traditionnels tels que la fibre de verre pose des problèmes en termes de ressources nécessaires et de consommation énergétique. En effet, la fibre de verre est obtenue en combinant différents minerais qui nécessitent une température de fabrication de l'ordre de 1500°C [2]. En plus de la consommation énergétique importante nécessaire à leur procédé de fabrication, la matière première principalement utilisée dans la fabrication de la fibre de verre est le sable siliceux. Il a été montré que l'extraction intensive de sables siliceux pouvait provoquer des impacts socio-égologique importants [6-8].

Dans ce contexte la recherche s'est orientée sur le potentiel des fibres naturelles en tant que renfort pour les composites à grande diffusion, notamment en remplacement de la fibre de verre [9-12]. Le terme « fibres naturelles » regroupent les familles de fibres végétales

(chanvre, lin, jute, sisal…), animales (poils, laine, sécrétions) et minérales (basalte, amiante...) [13]. Parmi les fibres naturelles, les fibres végétales présentent les caractéristiques les plus intéressantes pour le renforcement des polymères dans les composites. En effet, les fibres végétales ont de faibles densités (≈1,5 g/cm^3), possèdent de bonnes propriétés mécaniques spécifiques (Tableau 1.1) et sont disponibles à un prix compétitif [11]. Les fibres végétales en tant que renforcement des composites ont donc particulièrement fait l'objet de nombreux travaux et de revues récentes [14-28]. La Figure 1-3 montre un comparatif entre le nombre de travaux publiés sur les composites à renforts synthétiques et à fibres naturelles. Cette mouvance a donné naissance à la notion de bio-composite. Le biocomposite est un matériaux composite dont l'une ou plusieurs phases est d'origine biologique [29]. Ainsi, et d'une façon générale, lors de l'utilisation des fibres naturelles en tant que renfort d'un composite, le terme de bio-composite est systématiquement employé.

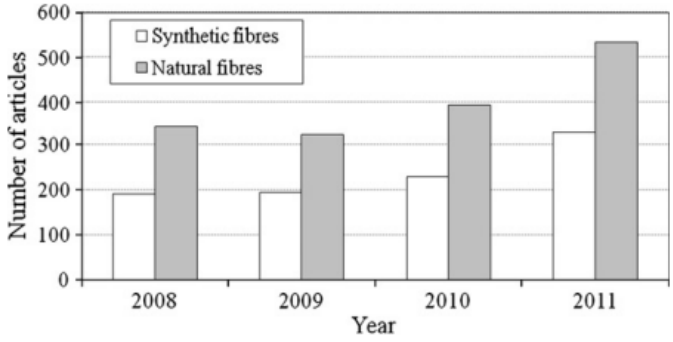


Figure 1-3: Nombre d'articles publiés sur les composites à base de fibres synthétiques et naturelles [22].

L'echelle des fibres végétales est particulièrement bien étudiée [10, 13, 30-43]. Les paramètres influençant leurs propriétés mécaniques tels que la variété et les conditions de croissance [34, 44, 45], les zones d'extraction des fibres au sein de la plante [37] et leurs structures [16, 30] ont été identifiés par l'expérience. Des modèles de comportement et propriétés mécaniques à cette échelle ont aussi été établis [30, 35, 46-48].

Fiber	Density (g/cm^3)	Elongation (%)	Young's modulus (GPa)	Tensile strength (MPa)	Specific tensile strength	Water absorption (%)
E-glass	2.5	2.5	70	2000–3500	800–1400	–
Aramide	1.4	3.3–3.7	63–67	3000–3150	2140–2250	–
Carbon	1.4	1.4–1.8	230–240	4000	2860	–
Flax	1.5	1.2–3.2	27–80	345–1500	230–1000	7
Cotton	1.5–1.6	3.0–10.0	5.5–12.6	287–800	190–530	8–25
Jute	1.3–1.5	1.5–1.8	10–55	393–800	300–610	12
Hemp	1.5	1.6	70	550–900	370–600	8
Sisal	1.3–1.5	2.0–2.5	9.4–28	511–635	390–490	11
Ramie	1.5	2.0–3.8	44–128	400–938	270–620	12–17
Coir	1.2	15–30	4–6	131–220	110–180	10
Soft wood kraft	1.5	–	40	1000	670	–
Chicken feathers	0.89	–	3–10	100–200	112–220	–
Silkworm silk	1.3–1.4	15	0.5	–	–	8

Tableau 1.1: Propriétés physiques de fibres synthétiques et naturelles [28].

Beaucoup de travaux portent également sur la caractérisation des propriétés mécaniques des bio-composites [21, 49-53]. Ces travaux visent à mieux cerner le potentiel de ces fibres pour le renforcement des composites afin de comprendre les mécanismes de déformation et de rupture ayant lieu avec les bio-composites. Ainsi des modèles de prédiction des propriétés mécaniques ont été développés pour des bio-composites [25, 54, 55].

Actuellement, l'utilisation des bio-composites se limite majoritairement à des pièces d'intérieur et non-structurales [14, 17] et ce principalement parce que le plein potentiel mécanique des fibres n'est pas exploité, à cause de problématiques non maitrisées lors des procédés d'élaboration ou à cause de leurs faibles résistances à l'absorption. Pour cette raison, le comportement à l'absorption et la durabilité des bio-composites ou des fibres végétales font également l'objet de nombreuses recherches [14, 32, 56-65]. La particularité des bio-composites est que l'essentiel de l'absorption a lieu dans les fibres contrairement aux composites traditionnels à base de fibres synthétiques où la matrice est responsable de l'essentiel de l'absorption.

Afin d'améliorer les performances mécaniques des bio-composites dans la perspective d'étendre leurs champs d'application, les interfaces fibre-matrice sont étudiées [66-69] et l'efficience des traitements spécifiques des constituants est analysée [17, 21, 22, 70, 71]. L'influence des paramètres thermo-mécaniques des procédés sur les propriétés des fibres et des composites dérivés [31, 72-74] fait également l'objet d'un intérêt particulier dans l'objectif d'amélioration des performances.

Ainsi progressivement l'utilisation des bio-composites s'oriente vers des applications de pièces structurales moyennement sollicitées. Cette thèse s'inscrit dans la continuité d'exploration du potentiel des bio-composites pour un type d'application spécifique.

Application : le bras de suspension d'éclairage opératoire

La société MAQUET développe et conçoit des équipements de salle d'opération. Le sujet proposé par l'industriel s'inscrit dans le projet "lightweight" de l'entreprise qui a pour objectif d'alléger les équipements de salle d'opération. La recherche d'allègement des structures a un double impact pour l'entreprise. D'une part sur les coûts de transport (plus de 85% de la production est destinée à l'export) et par ailleurs sur la maniabilité des équipements par les utilisateurs. Citons également un aspect de marketing et d'innovation lié à l'éco-conception et l'utilisation de ressources naturelles. En ce sens, l'objectif de ce projet est d'étudier la faisabilité d'exploiter les avantages de l'utilisation d'un composite (allègement) tout en réduisant ou en contournant leurs inconvénients (consommation énergétique et impact environnemental) pour la réalisation de pièces d'équipement de salle d'opération.

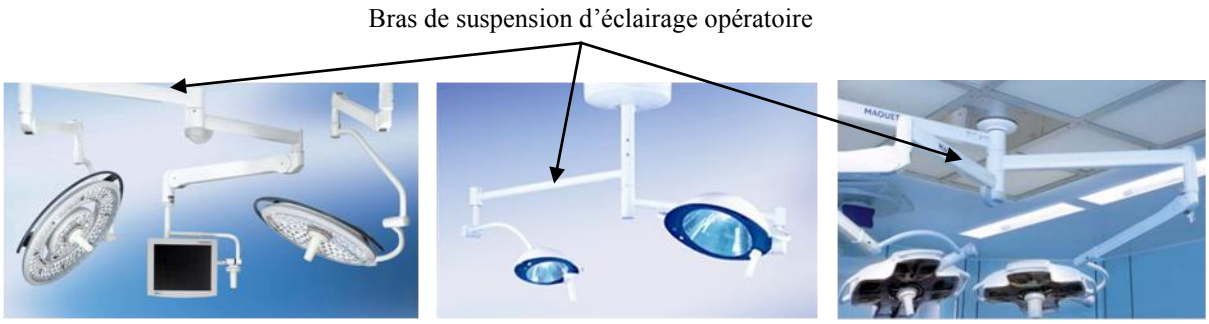


Figure 1-4 : Exemples de bras de suspension d'éclairage opératoire (de gauche à droite), gamme Powerled, Blueline et X'TEN.

Une attention particulière est portée sur les bras de suspension d'éclairage opératoire (Figure 1-4) comme support de cette étude. Le bras de suspension d'éclairage opératoire est une structure de type poutre comportant une liaison pivot à chaque extrémité. Le bras de suspension joue le rôle d'articulation pour le positionnement de l'éclairage dans le champ opératoire. Ces pièces sont existantes et en fonction et sont actuellement majoritairement réalisées dans un acier usuel S235. Le bras admis comme référence est une poutre à section rectangulaire creuse de taille 100mmx80mm et d'épaisseur 4 mm en acier S235 et affiche donc une masse linéique de 10,7 kg/m. L'ensemble de ces pièces existantes répondent à un cahier des charges établit qui consiste à vérifier leurs tenue dans un cas de chargement typique (flexion et torsion), la compatibilité avec les produits de l'environnement opératoire et le respect des normes du secteur médical. La compatibilité avec les produits de l'environnement opératoire concerne des produits spécifiques de désinfection et décontamination tels que le

Surfanios®, le Terralin® ou le Tec-Quat® et consitue une particularité de cette étude sur les composites. La durée de vie minimum attendue pour ces pièces est de 5 ans. Ce cahier des charges constitue les informations et les données d'entrée de cette étude.

C'est sur la base du cahier des charges industriel et dans une logique de changement de matériau que les problématiques de cette étude de faisabilité sont abordées.

1.3 Problématiques

Cette thèse se propose donc d'analyser la faisabilité de concevoir le bras support d'éclairage opératoire en bio-composite en adoptant une logique de changement de matériau par le passage d'une pièce métallique à une pièce composite. De part sa nature, la réalisation d'une pièce composite se fait par un choix de ses constituants (renfort & matrice) et un choix du procédé d'association pour un cahier des charges donné. Ces trois éléments cités sont essentiels dans une approche de conception de pièce composite et constituent les trois axes de recherches de la thèse :

Axe 1. Choix et caractérisation des constituants

Axe 2. Choix des procédés de fabrication et étude des paramètres associés

Axe 3. L'analyse des pièces vis à vis du cahier des charges

1.3.1 Choix préliminaires

Afin de restreindre le large champ de l'étude, des choix préliminaires portant sur les constituants ont été effectués en début de thèse.

1.3.1.1 Choix du renfort

Le choix du renfort s'est porté sur la fibre de lin pour plusieurs raisons. Premièrement parce qu'au sein de la famille des fibres naturelles, c'est l'une des fibres les plus performante en termes de propriétés mécaniques (Tableau 1.1). Etant donné que la pièce à concevoir doit répondre à un cas de chargement, le critère de propriétés mécaniques est un critère de choix. Les propriétés mécaniques spécifiques (rapport entre la grandeur mécanique et la masse volumique) de la fibre de lin sont comparables à celles de la fibre de verre [13, 30]. Deuxièmement, parce que la fibre de lin est un matériau très bien documenté dans la bibliographie, à la fois à l'échelle de la fibre mais aussi des composites dérivés. Troisièmement, parce que la fibre de lin est disponible sur le marché à l'échelle industrielle sous forme de mèches ou de renforts tissés. Ce dernier point est aussi important pour l'aspect structural de l'application car la maitrise des orientations du renfort permet d'optimiser le

dimensionnement, donc d'aller vers un allègement de la structure. De ce fait, une architecture de type mèche ou tissée sera privilégiée pour cette application. A ce choix de fibre s'accompagne néanmoins aussi un certain nombre de contraintes qui somme toute sont communes à l'ensemble des fibres végétales. La température de dégradation des fibres de lin, entre 180°C et 200°C, conditionne les procédés envisagés en terme de limite de température. Une sensibilité à l'absorption d'eau ou d'humidité suceptible d'impacter la compatibilité avec l'environnement opératoire. Il est par ailleurs aussi important de noter que la France est le premier pays producteur de lin et que ce choix de renfort vise aussi à valoriser les ressources locales. L'ordre de grandeur du prix d'un renfort tissé en rouleau est de l'ordre de 11€/kg.

1.3.1.2 Choix des matrices

Un choix de trois polymères a aussi été fait pour constituer la matrice du composite. Il existe deux grandes familles de polymères, les thermoplastiques et les thermodurcissables. Ces polymères peuvent être d'origine fossile, bio-sourcés ou partiellement bio-sourcés (Figure 1-5). Le choix des matrices a porté sur deux polymères thermoplastiques, l'acide polylactique (PLA) et le polypropylène (PP) et sur un thermodurcissable, l'époxy. Les polymères thermoplastiques ont l'avantage de pouvoir être mis en forme de façon cyclique par chauffage et refroidissement et présentent donc l'avantage d'être associés à des procédés réversibles et par conséquent d'envisager la recyclabilité des pièces en fin de vie. Les polymères thermodurcissables quant à eux peuvent être mis en forme qu'une seule fois et sont donc difficilement recyclables en fin de vie. Cependant les thermodurcissables possèdent des propriétés mécaniques généralement plus élevées que les thermoplastiques et sont couramment utilisées dans les applications structurales.

Le PLA est un bio-polymère. Un bio-polymère est un polymère issu de matières végétales ou d'origine biologique présentant la propriété d'être biodégradable en fin de vie [75]. Le PLA a été choisit car il permet une bonne adhésion inter-faciale avec le lin (du même ordre que des couples tels que le lin/polyester, lin/époxy ou le verre/polyester [68]). Le PLA présente aussi l'avantage d'être peu couteux (entre 1,3-3,4 €/kg) et d'être disponible sous forme de films ou comélé à des renforts de lin. La température de fusion du PLA est inférieure à 200°C, ce qui lui confère donc la capacité d'imprégner le lin.

Le PP a été sélectionné à titre de comparaison avec le PLA. Le PP est un polymère thermoplastique d'origine fossile et il est aussi disponible sous forme de comélé dans des renforts de lin. Sa température de fusion est inférieure à 200°C ce qui lui confère aussi la capacité d'imprégner le lin sans dégradation des fibres.

Finalement le choix de la résine époxy s'est fait afin de pouvoir explorer des procédés compatibles avec les thermodurcissables (par exemple l'enroulement filamentaire par voie humide). Des résines époxydes partiellement bio-sourcées (entre 40-90%) et sans solvant sont aujourd'hui disponibles sur le marché pour les applications composites.

Les propriétés des polymères présélectionnés sont données dans le Tableau 1.2.

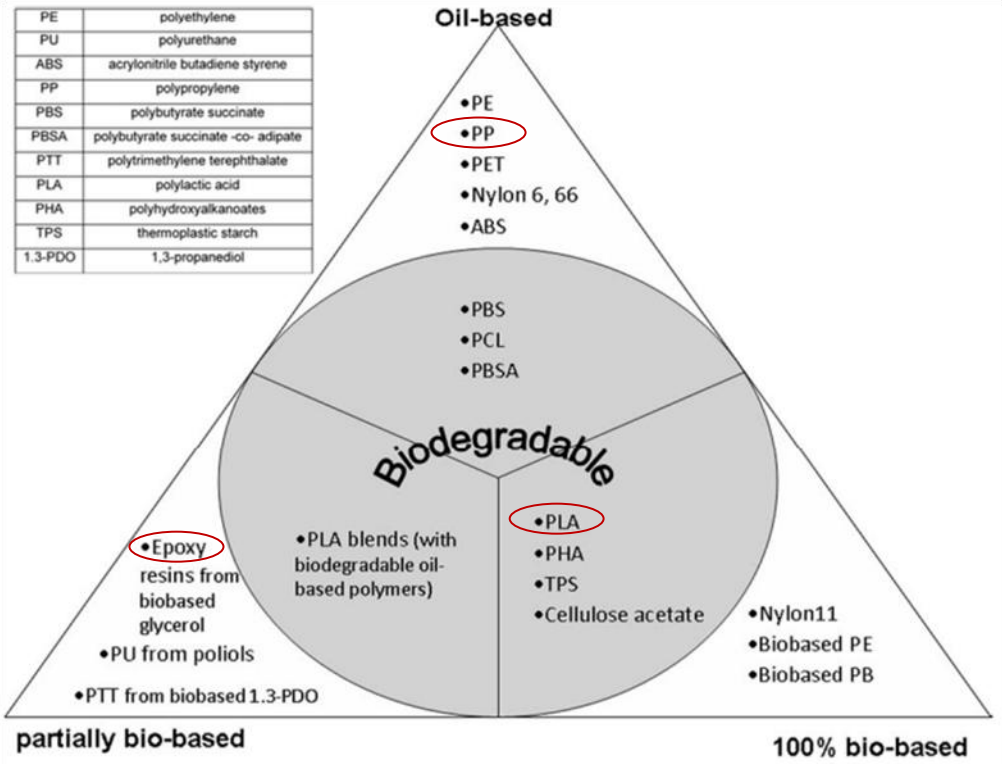


Figure 1-5: Exemple de polymères et leur biodégradabilité [28].

	PLA	**PP**	**Epoxy**
Température de fusion (°C)	170-180	150-170	-
Température de transition vitreuse (°C)	60-65	≈-10	-
Masse volumique (kg/cm3)	0,9	1,26	1,15
Module d'Young (GPa)	3,4	1,6	3,2
Résistance à la traction (MPa)	60	30	50
Refs.	[76]	[76]	

Tableau 1.2 : Propriétés des polymères sélectionnés.

1.3.2 Méthodologie et plan du manuscrit

Les trois axes de recherches qui ont été introduits (Figure 1-6) ne peuvent être traités de façon analytique en les isolant les uns des autres ni de façon séquentielle pour résoudre la problématique de thèse, car il existe des interactions entre ces axes de recherche. Ces interactions sont schématisées par le triptyque de la Figure 1-6. Une approche de type systémique qui tient compte des liens entre les différents axes de recherche a donc été adoptée pour la résolution de la problématique. Le triptyque est la confluence des trois axes de recherche et permet de mettre en évidence un certain nombre de contraintes ou de liens entre ces axes. L'objectif de la thèse est situé au centre du triptyque et correspond à l'intersection des trois axes de recherche. La solution recherchée est donc celle capable de répondre aux objectifs de chaque axe tout en vérifiant les contraintes et les liens existants entre les axes.

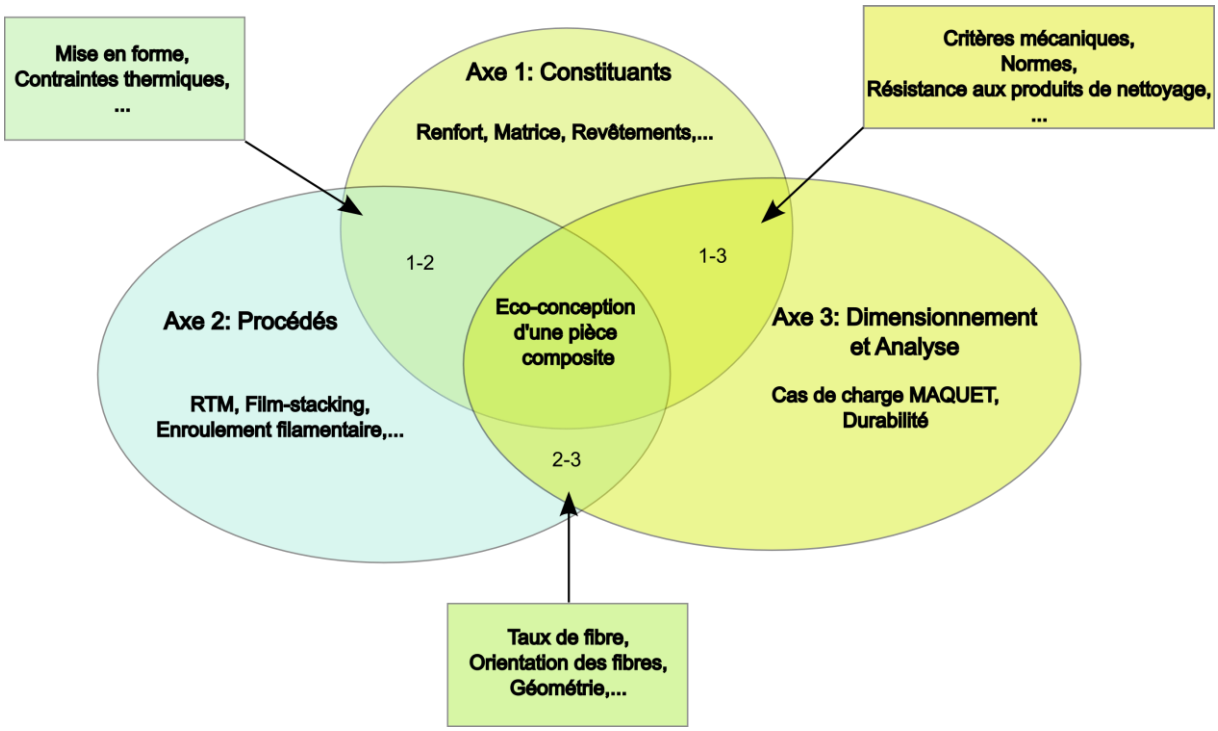


Figure 1-6: Triptyque.

La démarche issue du triptyque qui a été employé est un raisonnement dit « systémique » qui n'est pas linéaire dans son déroulement. Cependant pour la convenance du manuscrit, la démarche suivante sera employée pour la présentation et la synthèse des travaux.

Ce manuscrit est constitué de cinq chapitres. Les choix préliminaires des constituants ayant été énoncés dans ce premier chapitre, introductif à l'étude, le **deuxième chapitre** est dédié aux besoins à l'échelle de la pièce. La démarche étant dictée par un changement de

matériau, l'objectif est de traduire dans un premier temps le besoin de la pièce existante (métallique) en termes de dimensionnement en ceux d'une pièce composite à concevoir (nombre de couches, épaisseurs, orientations privilégiées,….). Pour cela des critères de dimensionnement doivent être posés à partir des données d'entrée (géométries et cas de charge). Pour y parvenir, une étude du comportement mécanique de la poutre composite sera faite. Cette première étape de l'étude permettra d'aboutir à un cahier des charges de fabrication optimum de la pièce sur la base duquel un choix des procédés de fabrication envisageables pourra être effectué.

L'un des deux procédés de fabrication sélectionné pour la réalisation de la pièce est le procédé d'enroulement filamentaire par voie humide. Dans le but de montrer la compatibilité du renfort en entrée (mèche de lin) et ce procédé sélectionné, une étude du comportement en traction de la mèche, en se rapprochant des conditions du procédé sera effectuée dans le **chapitre 3**. Au-delà de cette réponse de faisabilité de pratiquer l'enroulement filamentaire avec la mèche de lin, l'étude portera aussi sur la compréhension des mécanismes et phénomènes qui régissent le comportement à cette échelle de la mèche, échelle moins étudiée dans la littérature que l'échelle fibre.

Par la suite, la faisabilité de réaliser la pièce avec les procédés sélectionnés a été expérimentée à travers la réalisation de prototypes et démonstrateurs. L'analyse de la qualité des pièces et de leurs performances mécaniques sera abordée dans le **chapitre 4**. A travers des essais mécaniques, les résultats expérimentaux seront corrélés avec ceux obtenus à l'aide des modèles de dimensionnement afin de valider l'approche et de conclure sur le potentiel de réalisation de la pièce en termes de performances mécaniques et d'allègement.

Pour finir, l'effet de l'environnement opératoire sera pris en compte dans le **chapitre 5** afin de voir son impact sur la stabilité des propriétés mécaniques et le vieillissement des pièces au cours du temps.

Chapitre 2

Dimensionnement de la pièce composite

En entrée du problème, un ensemble de critères associés à un cas de charge est donné par la société MAQUET pour la réalisation de la pièce. La pièce existante et en service est actuellement réalisée en matériau métallique. La problématique étant axée sur un changement de matériau de la pièce pour son allègement, l'expression des besoins pour le passage à une pièce en composite (épaisseur minimum, orientations optimums du renfort, nombres de couches….) est essentielle non seulement pour le bon dimensionnement de la pièce afin de répondre au cahier des charges mais aussi pour orienter au mieux le choix de procédés de fabrication. L'objectif de ce chapitre est donc de partir du cas de chargement et d'aboutir par l'intermédiaire d'un dimensionnement à un cahier des charges de fabrication de la pièce pour permettre un choix de procédé.

Pour parvenir à l'objectif, la démarche employée consiste à traduire les critères du cas de charges en critères de dimensionnement et de conception de la pièce en composite. Ainsi, dans un premier temps, le cas de charge et les performances attendues de la pièce seront détaillés. Dans un deuxième temps, les outils et les théories permettant de mettre en œuvre la démarche de dimensionnement et de conception seront présentés.

Suite à quoi, la conception du bio-composite est développée en deux étapes. Une étape de pré-dimensionnement qui consiste à exprimer les différents critères en fonction des données du problème pour un choix optimum de conception. Puis une étape de dimensionnement qui met en application ces critères pour la composition du composite. De cette démarche résulte un cahier des charges de fabrication de la pièce. La dernière partie de ce chapitre est consacrée aux procédés sélectionnés pour cette application.

2.1 Présentation du cahier des charges mécanique

La pièce à concevoir est un bras support d'éclairage opératoire, assimilable à une poutre, et est représentée sur la Figure 2-1. Cette pièce est liée au plafond (bâti), au dessus de la table d'opération. De ce fait, dans le cas de charge de validation de la pièce, un critère de rupture de la pièce, associé à un coefficient de sécurité, est spécifié. Dans le cadre de cette thèse, deux autres critères ont spécifiquement été proposés. Ces deux critères portent sur les déplacements sous chargement de la poutre. Ils ont été proposés afin d'apporter un confort visuel sur le système d'éclairage mais aussi en perspective de développement du produit car il y a actuellement des projets de R&D qui visent à automatiser le positionnement de l'éclairage. Ces critères ont été validés par la société MAQUET. Le cas de charge et l'ensemble des critères sont exposés dans cette section.

Figure 2-1: Système de positionnement d'éclairage

2.1.1 Cas de charge et critères

Le cas de charge de validation de la pièce dans la société MAQUET est donné sur la Figure 2-2. La pièce est représentée par sa ligne moyenne dans une configuration de poutre en console et chargée à son extrémité libre. Le paramétrage utilisé est le suivant :

F, l'effort de flexion concentré appliqué dans la direction $\vec{z}$.

M_t, le moment de torsion uniforme appliqué selon l'axe $\vec{x}$.

L, la portée de la poutre.

Les valeurs de F et de M_t sont respectivement de **40 daN** et **40 daNm**.

$R_{\mathcal{b}} : (O, \vec{x}, \vec{y}, \vec{z})$ le repère global de chargement de la poutre, associé à la base $\mathcal{b} : (\vec{x}, \vec{y}, \vec{z})$. La poutre possède deux plans de symétrie, les plans $(\vec{x}, \vec{z})$et $(\vec{x}, \vec{y})$.

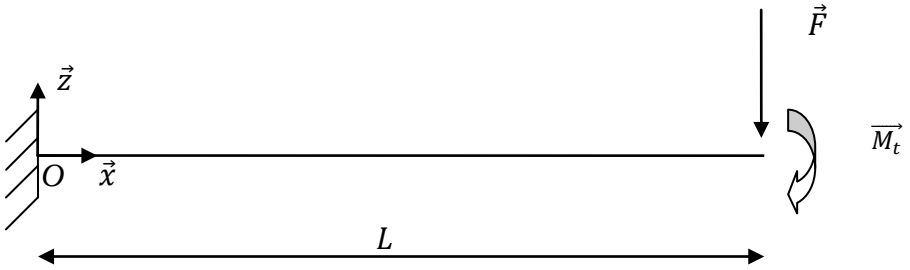


Figure 2-2: Cas de charge de la pièce

Trois critères sont associés à ce cas de charge ;

Un premier critère de rupture portant sur le chargement combiné de la pièce qui doit prendre en considération un coefficient de sécurité de **5** et deux autres critères sur le déplacement maximum admissible en bout de poutre, en flexion et en torsion. La flèche maximale est désignée par f_z^{max}. Le critère portant sur la flèche noté Cr_f, s'exprime sous l'inégalité suivante :

$$f_z^{max} \leq \frac{L}{Cr_f} \qquad \textbf{Eq 2-1}$$

avec f_z^{max} et L exprimés en mm.

Ce critère exprime f_z^{max} en fonction d'une fraction de la portée de la poutre. La valeur de Cr_f prise dans ce cas de charge est de 200. Ce qui représente pour une portée d'un mètre, une flèche maximale à ne pas dépasser de (1000/200) mm, soit 5 mm.

L'angle de torsion maximal est désigné par θ_x^{max}. Le critère portant sur angle de torsion maximum admissible est noté Cr_t et s'exprime sous l'inégalité ;

$$\theta_x^{max} \leq Cr_t \qquad \textbf{Eq 2-2}$$

Avec $Cr_t = 1{,}5°$.

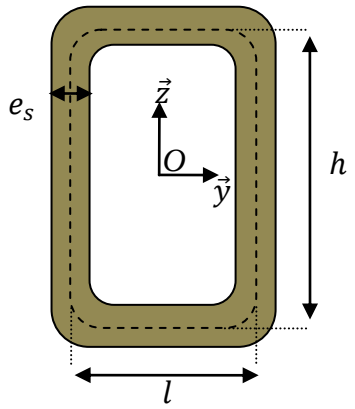
Le Tableau 2.1 fait un récapitulatif du cas de charge et des critères associés.

Configuration du chargement	Poutre en console chargée à l'extrémité libre en flexion et en torsion
Chargement en flexion (concentré)	40 daN
Chargement en torsion (uniforme)	40 daNm
Coefficient de sécurité sur la rupture	5
Critère de flèche maximale admissible	$f_z^{max} \leq \frac{L}{Cr_f}$ Avec $Cr_f = 200$
Critère d'angle de torsion maximale admissible	$\theta_x^{max} \leq Cr_t$ Avec $Cr_t = 1{,}5°$

Tableau 2.1: Récapitulatif du cas de charge et des critères

2.1.2 Données d'entrée du cas de charge

La section transversale doit être creuse de sorte à pouvoir permettre le passage de câbles pour l'alimentation électrique de l'éclairage. Un degré de liberté est donné quant à sa géométrie. La section peut être de type rectangulaire creuse ou de type circulaire creuse. Les sections (Figure 2-3 et Figure 2-4) sont définies par leurs lignes moyennes et leur épaisseur, e_s.

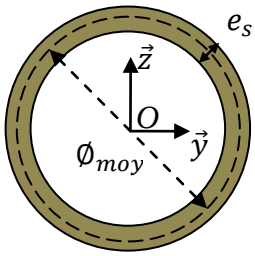


e_s constante sur toute la ligne moyenne de la section

Figure 2-3: Section transversale rectangulaire creuse

h : la hauteur moyenne de la section transversale rectangulaire creuse.

l : la largeur moyenne de la section transversale rectangulaire creuse.



e_s constante sur toute la ligne moyenne de la section

Figure 2-4: Section transversale circulaire creuse

$\emptyset_{moy}$: le diamètre moyen de la section transversale circulaire creuse.

L'ordre de grandeur des paramètres géométriques est donné dans le Tableau 2.2.

Paramètre	**Valeur (mm)**
h	100
l	80
$\emptyset_{moy}$	$50 < \emptyset_{moy} < 110$
	Valeur type $\emptyset_{moy} = 92$
L	1000

Tableau 2.2: Ordre de grandeur des paramètres géométriques de la poutre.

Pour rappel, la pièce actuelle est réalisé dans un acier usuel et l'ordre de grandeur de la masse linéique est de 10,7 kg/m. L'un des objectifs de cette thèse est de réaliser une poutre en bio-composite vérifiant ce cas de charge, pour l'une des deux géométries avec en perspective un allègement de la pièce. Au vu du cas de charge et de la fonction de la pièce, la poutre peut être qualifiée de pièce structurale. En conséquence et dans le but de tirer profit des meilleures performances (propriétés mécaniques et poids), la maitrise de l'orientation des fibres au sein du composite est souhaitable. Ainsi dans la suite de ce chapitre, le cas d'un composite stratifié constitué de plis unidirectionnels (UD) est traité.

2.2 Introduction au dimensionnement des pièces composites

Les critères du cas de charge, Tableau 2.1, font apparaitre la nécessité de dimensionner la poutre stratifiée composite sur des critères de tenue et de déplacements admissibles. Le dimensionnement d'une poutre stratifiée, avec une géométrie de base de la pièce donnée, se fait généralement sur un choix de proportions, d'orientations et d'empilement des plis élémentaires. Ces choix doivent permettre de maximiser les propriétés mécaniques de la pièce pour un minimum d'épaisseur. La connaissance du comportement du pli élémentaire est donc incontournable en premier lieu pour l'étude du comportement du stratifié.

Il existe de nombreuses approches permettant la modélisation du comportement d'un pli élémentaire par le biais d'une homogénéisation à partir des propriétés des constituants (fibre et matrice). En général, ces approches supposent une adhésion parfaite entre ces dernières. Les formulations les plus répandues sont celles de la loi des mélanges, la loi inverse des mélanges, le modèle d'Halpin-Tsaï ou encore le modèle de Cox [77, 78]. Elles sont utilisées pour déduire les principaux modules (longitudinal, transversal, cisaillement longitudinal et coefficient de Poisson) et les résistances à la rupture dans le sens longitudinal [55, 78-88]. D'autres modules tels que celui de cisaillement transverse ou de compression latérale peuvent aussi être calculés par des approches basées sur la modélisation d'un pli unidirectionnel (UD) à partir d'une cellule élémentaire cylindrique [89-92]. Ces diverses approches se distinguent entre elles par la prise en compte ou non de l'orientation et de la morphologie de la fibre (forme, dimensions transversales ou longitudinale). Le choix des approches à utiliser se fonde essentiellement sur la nature de la fibre (fibre longue ou fibre courte) et de sa disposition dans la matrice.

De part son caractère naturel, la fibre de lin est discontinue. Elle a en moyenne une longueur et un diamètre respectivement de 33 mm et 20 µm [30, 34]. Ce qui représente un facteur de forme moyen de 1650. Le facteur de forme est le ratio de la longueur de la fibre sur son diamètre et permet en autre de classifier les fibres selon la catégorie fibre longue ou fibre courte. C'est aussi un paramètre de calcul pour les théories d'homogénéisation qui tiennent compte de la géométrie de la fibre. Le facteur de forme étant élevé pour la fibre de lin et donc aussi pour l'architecture du renfort (c.f. chapitre 3) qui sera employée, une approche fibre longue peut être envisagée en première approche. A titre d'exemple, de bonnes corrélations entre l'approximation du module d'Young longitudinal par la loi des mélanges et les propriétés issues de l'expérience sont obtenues dans l'étude réalisée par Coroller et al. [44].

A partir de la connaissance du comportement du pli élémentaire, une autre étape d'homogénéisation peut être faite pour passer à l'échelle de l'empilement de plis ; c'est la théorie des stratifiés. Plusieurs ouvrages de références tels que ceux de D. Gay [93] et J.M. Berthelot [94] font état des formulations de la théorie des stratifiés suivant les mêmes hypothèses que la théorie des plaques homogènes, permettant ainsi de ramener l'étude des stratifiés à un problème dans le plan (2D). La théorie des stratifiés peut se décliner en plusieurs parties. Pour l'étude des stratifiés minces, c'est la théorie classique des stratifiés (abrégée CLT en anglais) où le cisaillement transverse est négligé (hypothèse de Kirchhoff) qui est souvent utilisée [94]. Cependant, pour des stratifiés épais et l'étude près des bords, la

théorie des stratifiés avec la prise en compte du cisaillement transverse est plus adaptée, notamment pour le calcul précis des déplacements sous charge.

L'étude de la tenue du stratifié n'est possible que si les flux d'effort autrement dit les contraintes en membranes circulant dans le stratifié sont connus. Les flux d'effort sont en général des données d'entrée d'un problème de dimensionnement mais dans le cas ici présent, ils doivent être extraits du cas de charge. Pour y parvenir, une analyse analogue à ceux des poutres homogènes peut être faite. La connaissance de l'état de sollicitation du stratifié permet de prévoir sa tenue par l'application d'un critère de rupture. Un grand nombre de choix de critères de ruptures sont disponibles pour les matériaux composites. Il en existe deux grandes familles; les critères macroscopiques et les critères multi-échelles.

Les critères macroscopiques sont les critères les plus employés pour la vérification de la tenue des stratifiés. Cette famille comprend le critère de la contrainte maximale, de la déformation maximale et les critères énergétiques de type : Hill, Tsaï-Hill, Hoffman ou Tsaï-Wu [94]. Les critères de la contrainte maximale et de la déformation maximale ne tiennent pas compte de l'interaction entre les contraintes ou déformations principales qui peuvent exister et sont de ce fait limités dans leurs applications. Ils sont cependant simples à mettre en œuvre. Les critères énergétiques quant à eux prennent en considération les interactions entre les contraintes principales dans les plis et permettent une meilleure concordance avec les résultats expérimentaux [95]. Ces critères ne tiennent cependant pas compte de l'ordre d'empilement des plis au sein du stratifié mais constituent néanmoins une très bonne approche pour la validation d'une conception. Les critères énergétiques seront privilégiés dans le dimensionnement à venir, car très simples à mettre en œuvre, ils conviennent dans une approche de faisabilité.

Les critères multi-échelles, eux, permettent de rendre compte de l'origine et du mode de rupture du stratifié à partir des propriétés des constituants des échelles inférieures ; plis unidirectionnels ou fibre et matrice. Les critères multi-échelles sont plus adaptés dans une démarche d'optimisation de la stratification pour la tenue du composite.

Pour l'étude des déplacements de la poutre stratifiée, il faut remonter à l'échelle de la structure et calculer les rigidités en flexion et en torsion de cette dernière à partir du comportement du stratifié.

L'évaluation de la rigidité en flexion d'une poutre stratifiée avec une certaine précision est capitale pour la prédiction de la flèche sous charge. Plusieurs approches, de différents niveaux de complexité, permettent de les exprimer de façon analytique. La

formulation la plus simple consiste à prélever le module longitudinal du stratifié et de multiplier ce dernier par le moment d'inertie de la section. Cette approche est désignée en anglais par le terme « smeared modulus » [96] et est analogue à celle des poutres homogènes. Bien qu'elle puisse donner une première approximation de la rigidité en flexion, elle néglige les déformations en flexion du stratifié et l'ordre d'empilement des plis. Une approche plaque stratifiée, qui tient compte de l'empilement des plis et de la déformation en flexion, permet d'obtenir de meilleurs résultats mais cette dernière néglige l'éventuelle courbure de la section transversale. Si la section transversale possède une certaine courbure, il convient alors d'adopter une approche coque qui prend en compte la courbure du stratifié dans la section.

Dans le cas de la section circulaire creuse, les trois approches précédentes ont été formulées par Chan et al. [96]. Différents auteurs [94, 97, 98] ont détaillé le calcul de la rigidité en flexion d'une poutre composite à section rectangulaire creuse. Le calcul tient compte du fait que l'effort est exercé perpendiculairement au plan du stratifié ou dans son plan. Ces auteurs ont aussi détaillé l'expression analytique de la flèche dans le cas de la théorie classique des stratifiés ou avec prise en compte du cisaillement transverse selon le niveau de précision souhaité.

Yaping et al. [99] ont également analysé le comportement en torsion uniforme d'une poutre stratifiée à section rectangulaire creuse avec l'expression analytique de l'angle de torsion.

Contrairement aux critères de rupture, des critères analytiques portant sur la rigidité des poutres stratifiées, que ce soit en flexion ou en torsion, sont rares. La méthode couramment employée par les bureaux d'études est une méthode itérative basée sur une approche numérique.

La démarche (Figure 2-5) proposée pour aboutir au cahier des charges de fabrication de la poutre stratifiée consiste à modéliser le comportement du pli élémentaire dans un premier temps, puis, dans un deuxième temps, à se placer à l'échelle de la poutre et d'extraire par une approche de type Résistance des Matériaux (RDM) les flux d'effort qui circulent dans le stratifié. Troisièmement, une membrane élémentaire du stratifié est modélisée et soumise aux flux d'efforts nominaux et les sollicitations dans les plis sont calculées. Après ces trois étapes préliminaires, le pré-dimensionnement est effectué par l'expression des différents critères. Un critère de rupture issu de la littérature est utilisé et deux critères spécifiques portant sur l'épaisseur sont proposés dans le cadre des critères en rigidités. Des règles de conception portant sur le choix des proportions et d'orientations de plis optimum sont aussi

formulées sur la base des critères en déplacement développés. Le dimensionnement s'achève par la mise en œuvre des critères dans la composition de la poutre stratifiée pour le calcul des performances réelles.

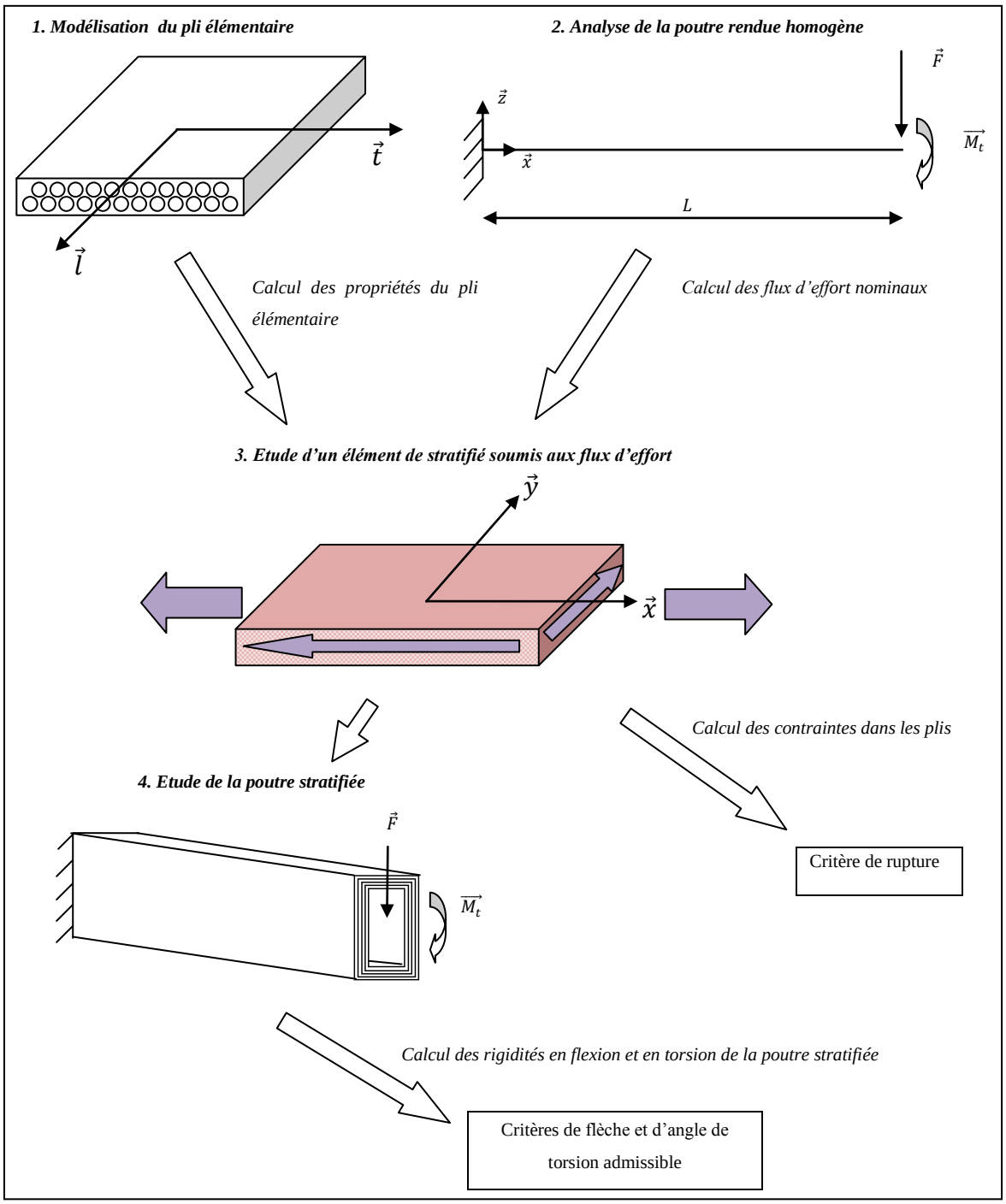


Figure 2-5: Illustration de la démarche pour l'expression des critères de dimensionnement.

2.3 Modélisation du comportement du pli élémentaire

Le pli élémentaire est assimilé à un pli unidirectionnel défini par l'association de la matrice et du renfort dans une direction privilégiée donnée. Cette association donne lieu à un matériau orthotrope de directions principales $(\vec{l}, \vec{t})$ dans le plan tel que représenté dans la Figure 2-6. La direction longitudinale, celle du renfort, est notée $\vec{l}$ et la direction transversale $\vec{t}$.

2.3.1 Modules du pli élémentaire

Le pli est caractérisé par ses propriétés homogénéisées dans le plan, définies par les modules de l'ingénieur suivants :

$$E_l, E_t, v_{lt}, G_{lt} \qquad \textbf{Eq 2-3}$$

Le coefficient de Poisson v_{tl} est lié aux propriétés précédentes par la relation :

$$v_{tl} = v_{lt}\frac{E_t}{E_l} \qquad \textbf{Eq 2-4}$$

Les constantes de rigidité dans les deux directions d'orthotropie sont aussi définies par :

$$R_l = \frac{E_l}{1 - v_{lt}v_{tl}} \qquad \textbf{Eq 2-5}$$

$$R_t = \frac{E_t}{1 - v_{lt}v_{tl}} \qquad \textbf{Eq 2-6}$$

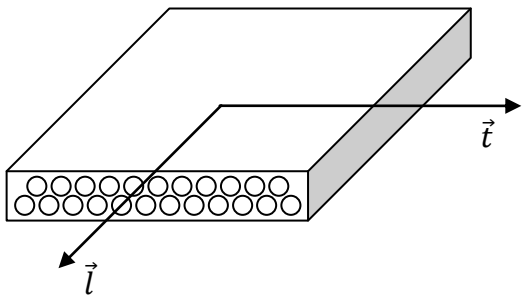


Figure 2-6: Modélisation du pli élémentaire

Ces modules peuvent être caractérisés par des essais simples (traction et cisaillement) ou être déterminés à partir des propriétés des constituants par une homogénéisation.

2.3.2 Calcul des propriétés homogénéisées

Cette sous–section propose le calcul des propriétés du pli élémentaire par le concept d'homogénéisation.

2.3.2.1 Caractéristiques des constituants

Les propriétés et caractéristiques des constituants qui serviront à la modélisation du comportement du pli sont définies comme suit, l'indice i valant f ou m selon que la fibre ou la matrice est considérée ;

$$E_i : Le\ module\ d'Young\ dans\ le\ sens\ longitudinal$$

$$G_i : Le\ module\ de\ cisaillement$$

$$v_i : Le\ coefficient\ de\ Poisson$$

$$\sigma_i^{rt} : La\ contrainte\ \text{à}\ la\ rupture\ en\ traction$$

$$\rho_i : La\ masse\ volumique$$

Certaines caractéristiques des constituants telles que le module de cisaillement, le module de compressibilité et le coefficient de compression latérale peuvent être mises en relation avec le module d'Young et le coefficient de Poisson. Ces relations sont définies ici et seront utilisées à l'étape d'homogénéisation pour modéliser le comportement du pli élémentaire.

Module de cisaillement (hypothèse d'isotropie),

$$G_i = \frac{E_i}{2(1+\nu_i)} \qquad \textbf{Eq 2-7}$$

Module de compressibilité;

$$k_i = \frac{E_i}{3(1-2\nu_i)} \qquad \textbf{Eq 2-8}$$

Coefficient de compression latérale de la matrice

$$K_m = \frac{E_m}{2(1-2\nu_m)(1+\nu_m)} \qquad \textbf{Eq 2-9}$$

2.3.2.2 Modélisation des propriétés du pli élémentaire

Les calculs des propriétés du pli élémentaire développés dans la suite reposent sur les recommandations données dans [94] pour des unidirectionnels renforcés de fibres longues. Etant donné le facteur de forme de la fibre de lin (1650), ces recommandations sont supposées applicables.

La fraction volumique des fibres et de matrice est respectivement désignée par V_f et V_m. Le volume de porosité est négligé de sorte à ce que l'équation suivante soit vérifiée ;

$$V_f + V_m = 1 \qquad \textbf{Eq 2-10}$$

Le calcul du module d'Young longitudinal, E_l, et du coefficient de Poisson longitudinal, v_{lt}, se fait par une loi des mélanges,

$$E_l = E_f V_f + (1 - V_f) E_m \qquad \textbf{Eq 2-11}$$

et

$$v_{lt} = v_f V_f + v_m (1 - V_f) \qquad \textbf{Eq 2-12}$$

Les relations pour le calcul des modules de cisaillement longitudinal, G_{lt}, et de compression latérale,K_l, sont ceux développés par [92] et [91]. Elles s'expriment ainsi,

$$G_{lt} = G_m \frac{G_f(1 + V_f) + G_m(1 - V_f)}{G_f(1 - V_f) + G_m(1 + V_f)} \qquad \textbf{Eq 2-13}$$

et

$$K_l = K_m + \frac{V_f}{\frac{1}{k_f - k_m + \frac{1}{3}(G_f - G_m)} + \frac{1 - V_f}{k_m + \frac{4}{3} G_m}} \qquad \textbf{Eq 2-14}$$

Pour le module de cisaillement transversal, la formulation de [89, 90] est utilisée.

$$G_{tt} = G_m \left(1 + \frac{V_f}{\frac{G_m}{G_f - G_m} + \left(k_m + \frac{7}{3} G_m\right) \frac{1 - V_f}{2k_m + \frac{8}{3} G_m}} \right) \qquad \textbf{Eq 2-15}$$

Le dernier module de l'ingénieur restant à définir, le module d'Young transversal, E_t, peut alors être déduit par la formule suivante;

$$E_t = \frac{2}{\frac{1}{2K_l} + \frac{1}{2G_{tt}} + 2v_{lt} \frac{v_{lt}}{E_l}} \qquad \textbf{Eq 2-16}$$

L'ensemble des modules E_l, E_t, v_{lt}, G_{lt} peuvent donc être exprimés à partir des données des constituants. Il est à noter que dans les calculs précédents, l'adhésion de la fibre et la matrice est supposée parfaite et l'orientation des fibres n'est pas prise en compte.

Dans une approche de dimensionnement, il est aussi essentiel de connaitre l'épaisseur du pli élémentaire, notée e_c. L'estimation de cette épaisseur peut être faite à partir de la fraction massique de renfort dans le pli, notée M_f, et de la masse surfacique du renfort sec, notée M_s par le calcul suivant,

$$e_c = M_s\left(\frac{1}{\rho_f} + \frac{1}{\rho_m}\left(\frac{1 - M_f}{M_f}\right)\right) \quad \textbf{Eq 2-17}$$

où

$$M_f = \frac{\rho_f V_f}{\rho_f V_f + (1 - V_f)\rho_m} \quad \textbf{Eq 2-18}$$

2.3.2.3 Estimation des contraintes de ruptures du pli

Les contraintes à rupture d'un pli que ce soit en traction, compression ou en cisaillement sont en général des données issues de l'expérience. Travaillant sur un matériau encore peu connu, des estimations doivent être faites dans une première approche au dimensionnement. Pour certaines directions, des lois existent pour estimer les contraintes de ruptures. Dans d'autres directions, une approche pragmatique fondée sur ce qui est observé en général pour les unidirectionnels doit être adoptée pour obtenir un ordre de grandeur.

La résistance à la traction dans le sens longitudinal, σ_l^{rt}, du pli peut être estimée par la formule [100],

$$\sigma_l^{rt} = \sigma_f^{rt}\left(V_f + (1 - V_f)\frac{E_m}{E_f}\right) \quad \textbf{Eq 2-19}$$

Les unidirectionnels ont généralement, dans le sens longitudinal une résistance à la traction supérieure à la résistance en compression, notée σ_l^{rc}. Pour des unidirectionnels de verre ou de kevlar à matrice époxyde, on observe un ratio de 0,20 à 0,50 entre la résistance à la traction et la résistance à la compression [93]. Un ratio de l'ordre de 0,48 pour un unidirectionnel de lin/époxy [10], de 0,35 à 0,44 pour un tressé de lin/Araldite [50] ou de 0,31 à 0, 38 pour une tissé lin/époxy [101]. Un ratio de 3/8 = 0,375 est fixé pour l'estimation de σ_l^{rc} et fonction de σ_l^{rt}, soit,

$$\sigma_l^{rc} = \frac{3\sigma_l^{rt}}{8} \quad \textbf{Eq 2-20}$$

Lors d'une traction dans le sens transversal, la rupture a lieu au niveau de la matrice ou de l'interface fibre-matrice. La résistance à la traction dans le sens transversal, notée σ_t^{rt}, est en général inférieure à σ_m^r. Dans l'hypothèse d'une adhésion parfaite et en négligeant les porosités dans le pli, la formule de Nielsen [102] peut être utilisée,

$$\sigma_t^{rt} = \sigma_m^r \left(\left(\frac{E_m}{E_f} \right) \left(V_f - V_f^{\frac{1}{2}} \right) + 1 \right) \quad \textbf{Eq 2-21}$$

Dans le cas d'une compression dans le sens transversal, la résistance est supérieure à celle du cas de la traction d'un facteur de 2 à 3. Un facteur de 2 est fixé pour le calcul de la résistance en compression dans le sens transversal, notée σ_t^{rc}, en fonction de σ_t^{rt}. Soit,

$$\sigma_t^{rc} = 2\sigma_t^{rt} \quad \textbf{Eq 2-22}$$

La contrainte à la rupture en cisaillement, notée, τ_{lt}^r, est en général indépendante du taux de fibres et est du même ordre de grandeur que la résistance au cisaillement de la matrice, notée τ_m^r.

$$\tau_{lt}^r = \tau_m^r \quad \textbf{Eq 2-23}$$

Si τ_m^r n'est pas accessible sur les fiches techniques de résines, il sera admis un rapport de 2/3 par rapport à la résistance à la traction.

$$\tau_{lt}^r = \frac{2\sigma_m^r}{3} \quad \textbf{Eq 2-24}$$

Deux moyens sont donc disponibles pour alimenter les propriétés du pli élémentaire, dans le pré-dimensionnement: soit par la connaissance des caractéristiques des constituants de base (valeurs expérimentales disponibles dans la bibliographie) suivie d'une homogénéisation par les formules précédentes, soit par la connaissance des caractéristiques du pli (issues de l'expérience). Une combinaison des deux approches peut aussi être envisagée.

2.4 Estimation des flux d'effort globaux

Avant de faire l'étude du comportement du stratifié et d'appliquer les critères de dimensionnement, il faut au préalable calculer les flux d'effort qui circulent dans la section du composite. Les flux d'effort sont les éléments à partir desquels le choix de conception du stratifié peut être fait en termes de proportions et d'orientations des plis dans le stratifié. Les flux d'effort représentent les résultantes en membrane des contraintes et sont définies par,

$$\begin{bmatrix} \mathcal{N}_x^f \\ \mathcal{N}_y^f \\ \mathcal{T}_{xy}^f \end{bmatrix} = \int_{-e_s/2}^{e_s/2} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} dz \quad \textbf{Eq 2-25}$$

Où $\begin{bmatrix}\sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy}\end{bmatrix}$ est la matrice des contraintes en membrane.

La déduction des flux d'effort est faite par une analyse macroscopique de type RDM de la poutre.

2.4.1 Sollicitations dans la poutre

Pour le cas de charge considéré, le torseur de cohésion, noté $\{T_{coh}\}$, s'écrit en un point Γ de coordonnée $x \in]0, L[$ comme,

$$\{T_{coh}\} = \begin{Bmatrix} N_x & M_x \\ T_y & M_y(x) \\ T_z & M_z \end{Bmatrix}_{\Gamma}^{\mathscr{B}} = \begin{Bmatrix} 0 & M_t \\ 0 & F(L-x) \\ -F & 0 \end{Bmatrix}_{\Gamma}^{\mathscr{B}} \qquad \textbf{Eq 2-26}$$

Contraintes normales :

La formulation classique de la contrainte normale, notée σ_n de la RDM est utilisée ;

$$\sigma_n = -\frac{M_y(x)}{I_y} z - \frac{M_z}{I_z} y + \frac{N_x}{S} \qquad \textbf{Eq 2-27}$$

Ce qui se réduit à ;

$$\sigma_n = -\frac{M_y(x)}{I_y} z \qquad car \begin{cases} N_x = 0 \\ M_z = 0 \end{cases} \qquad \textbf{Eq 2-28}$$

Où I_y est le moment quadratique de la section transversale par rapport à l'axe $O\vec{y}$.

Contraintes de cisaillement :

La contrainte de cisaillement due à la flexion est négligée. Pour la détermination de la contrainte de cisaillement engendrée par la torsion, la théorie des sections à parois minces et fermées en torsion uniforme est utilisée. La formule utilisée est connue sous le nom de la première formule de Bredt [103] qui exprime la contrainte, τ, de cisaillement due à la torsion comme étant;

$$\tau = \frac{M_t}{2\Sigma e_s} \qquad \textbf{Eq 2-29}$$

où Σ est la surface intérieure à la ligne moyenne de la section.

2.4.2 Flux d'effort globaux

A partir des contraintes, normale et tangentielle, les flux d'effort, normal noté $\mathcal{N}$ et tangentiel noté $\mathcal{T}$, peuvent être calculés. En se plaçant dans le cas contraignant de contraintes extrêmes et en supposant que ces dernières sont réparties sur l'ensemble de l'épaisseur e_s de la section, les flux d'effort normal et tangentiel s'écrivent respectivement,

$$\mathcal{N} = \pm\, e_s \sigma_n^{max} \qquad \textbf{Eq 2-30}$$

$$\mathcal{T} = e_s \tau^{max} \qquad \textbf{Eq 2-31}$$

2.4.2.1 Cas de la section rectangulaire creuse

Flux engendré par la flexion

Dans le cas de la section rectangulaire creuse, le flux d'effort normal s'écrit ;

$$\mathcal{N} = \pm e_s \sigma_n^{max} = \pm e_s \left| -\frac{M_y(L)}{I_y}\left(\frac{h+e_s}{2}\right)\right| = \pm e_s \frac{FL}{I_y}\left(\frac{h+e_s}{2}\right) \qquad \textbf{Eq 2-32}$$

A ce stade de l'étude, l'épaisseur e_s de la section est une inconnue qui sera recherchée lors du dimensionnement en fonction des différents critères. Il faut donc pouvoir s'affranchir de e_s dans l'expression de $\mathcal{N}$ à cette étape. En tenant compte que, $e_s \ll h$, l'Eq 2-32 peut s'écrire,

$$\mathcal{N} \approx \pm e_s \frac{FL}{I_y}\frac{h}{2} \qquad \textbf{Eq 2-33}$$

Pour la section considérée, le moment quadratique, I_y vaut,

$$I_y = \frac{(l+e_s)(h+e_s)^3 - (l-e_s)(h-e_s)^3}{12} \qquad \textbf{Eq 2-34}$$

$$= \frac{le_s[3h^2 + {e_s}^2] + he_s[3{e_s}^2 + h^2]}{6} \qquad \textbf{Eq 2-35}$$

En tenant compte que, $e_s \ll h, l$, une linéarisation du moment quadratique en fonction de e_s peut être faite. Cette linéarisation permet de faire disparaître e_s dans l'expression de $\mathcal{N}$.

$$I_y \approx \frac{[le_s 3h^2 + he_s h^2]}{6} = \frac{e_s(3lh^2 + h^3)}{6}\ (linéarisation) \qquad \textbf{Eq 2-36}$$

En injectant cette valeur de I_y dans l'Eq 2-33, $\mathcal{N}$ s'écrit,

$$\mathcal{N} \approx \pm \frac{3FL}{(3lh + h^2)} \quad \textbf{Eq 2-37}$$

Le flux d'effort normal $\mathcal{N}$ est donc connu à partir des données d'entrée du cas de charges.

Flux engendré par la torsion

En reprenant la formule de Bredt,

$$\mathcal{T} = e_s \tau^{max} = e_s \tau = \frac{M_t}{2\Sigma} \quad \textbf{Eq 2-38}$$

Pour la section considérée, $\Sigma = lh$. D'où,

$$\mathcal{T} = \frac{M_t}{2lh} \quad \textbf{Eq 2-39}$$

Le flux d'effort tangentiel $\mathcal{T}$ est donc connu à partir des données d'entrée du cas de charges.

2.4.2.2 Cas de la section circulaire creuse

Flux engendré par la flexion

En procédant de la même façon qu'avec la section rectangulaire, avec cette fois $e_s \ll \emptyset_{moy}$, $\mathcal{N}$ s'écrit,

$$\mathcal{N} \approx \pm e_s \frac{FL}{I_y} \frac{\emptyset_{moy}}{2} \quad \textbf{Eq 2-40}$$

Pour cette section, I_y s'écrit,

$$I_y = \frac{\pi}{64}\left[\left(\emptyset_{moy} + e_s\right)^4 - \left(\emptyset_{moy} - e_s\right)^4\right] \quad \textbf{Eq 2-41}$$

$$= \frac{\pi}{8} e_s \emptyset_{moy}\left[{\emptyset_{moy}}^2 + {e_s}^2\right] \quad \textbf{Eq 2-42}$$

La méthode qui consiste à effectuer la linéarisation du moment quadratique est faite puisque $e_s \ll \emptyset_{moy}$. Ce qui donne,

$$I_y \approx \frac{\pi}{8} {\emptyset_{moy}}^3 e_s \ (linéarisation) \quad \textbf{Eq 2-43}$$

De l'Eq 2-40 et l'Eq 2-43, il en résulte que,

$$\mathcal{N} \approx \pm \frac{4FL}{\pi {\emptyset_{moy}}^2} \quad \textbf{Eq 2-44}$$

Le flux d'effort normal $\mathcal{N}$ est donc connu à partir des données d'entrée du cas de charges.

Flux engendré par la torsion

De même,

$$\mathcal{T} = e_s \tau^{max} = \frac{M_t}{2\Sigma} \qquad \textbf{Eq 2-45}$$

Pour la section considérée, $\Sigma = \pi \emptyset_{moy}{}^2/4$. D'où,

$$\mathcal{T} = \frac{2M_t}{\pi \emptyset_{moy}{}^2} \qquad \textbf{Eq 2-46}$$

Le flux d'effort tangentiel $\mathcal{T}$ est donc connu à partir des données d'entrée du cas de charges.

Dans cette partie, il a été vu que grâce à la méthode qui consiste à faire une linéarisation du moment quadratique en fonction de e_s, les flux d'effort peuvent être exprimés en fonction des données de chargement et les paramètres géométriques de la ligne moyenne des sections. Cette méthode est valable sous réserve que l'épaisseur e_s soit petite devant les paramètres géométriques de la ligne moyenne des sections transversales $(l, h, \emptyset_{moy})$.

2.5 Comportement du stratifié

Le but de cette partie est d'exprimer à partir des paramètres de conception et les propriétés du pli élémentaire, le comportement du stratifié et les flux d'effort/contraintes dans les plis.

Pour commencer, un élément de la poutre stratifiée est isolé et ramené dans le plan $(\vec{x}, \vec{y})$. Cet élément de stratifié est soumis aux flux d'effort précédemment calculés (Figure 2-7). Cette concordance de flux d'effort correspond au cas de sollicitation le plus contraignant pour le stratifié. Le stratifié travaille en membrane (contraintes planes dans le plan $(\vec{x}, \vec{y})$).

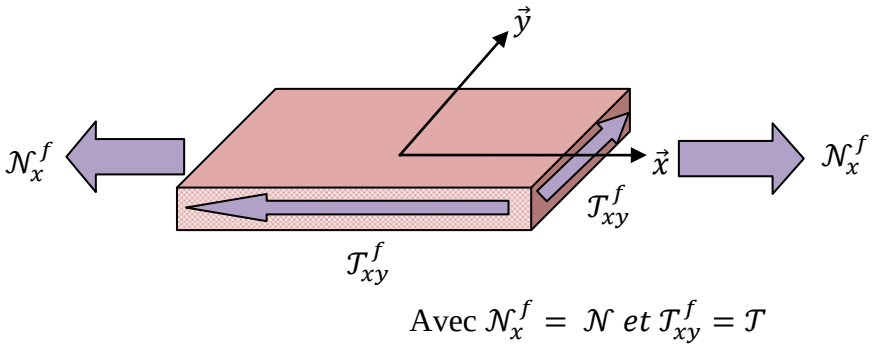


Figure 2-7: Stratifié sous sollicitation

Le stratifié est considéré comme étant un empilement de plis élémentaires **parfaitement collés**. Ceci fait apparaitre trois paramètres de conception ; l'orientation, les proportions (quantité de plis suivant une orientation donnée) et l'ordre d'empilement des plis au sein du stratifié.

Les orientations des plis dans le stratifié sont restreintes à quatre directions, 0°, 90°, φ° et -φ° et sont définies comme,

à 0° lorsque l'axe $\vec{l}$ du pli coïncide avec l'axe $\vec{x}$.

à 90° lorsque l'axe $\vec{l}$ du pli fait un angle de 90° avec l'axe $\vec{x}$.

à φ° lorsque l'axe $\vec{l}$ du pli fait un angle de φ° avec l'axe $\vec{x}$.

à -φ° lorsque l'axe $\vec{l}$ du pli fait un angle de - φ° avec l'axe $\vec{x}$.

Un choix de stratification est aussi fait :

Un stratifié **équilibré** (autant de plis orientés suivant φ° et - φ°, pour annuler les distorsions angulaires) et possédant la **symétrie miroir** est choisi. Aussi, dans cette démarche qui vise à montrer la faisabilité de concevoir une poutre en bio-composite qui pourrait satisfaire au cas de charge, il ne sera pas tenu compte des optimisations possibles des empilements des plis. L'ordre d'empilement des plis est imposé comme étant $\{0°/90°/+\varphi°/-\varphi°\}_s$. L'influence de ce dernier paramètre de conception sera néanmoins évaluée dans la section 2.8 par l'approche numérique. La Figure 2-8 schématise une coupe de la stratification dans ces hypothèses.

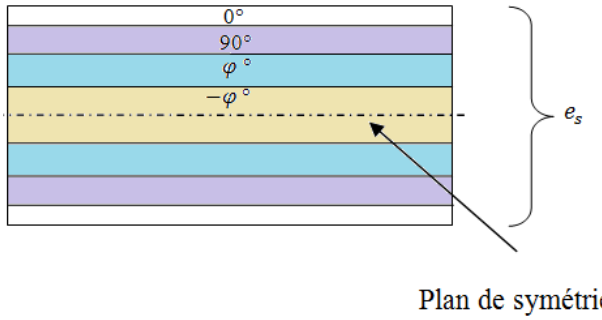


Figure 2-8: Représentation des hypothèses de stratification

Ces hypothèses de stratification réduisent les paramètres de conception au nombre de deux: orientations et proportions des plis.

Soit λ l'angle que fait le sens longitudinal d'un pli par rapport à l'axe $\vec{x}$, $\lambda \in \{0°, 90°, +\varphi°, -\varphi°\}$. En notant e^{λ} l'épaisseur totale de l'ensemble des plis d'une orientation λ donnée, les proportions sont définies comme,

$$p^{\lambda} = \frac{e^{\lambda}}{e_s} \qquad \textbf{Eq 2-47}$$

Cette définition entraine,

$$\sum_{\lambda \in \{0°, 90°, +\varphi°, -\varphi°\}} p^{\lambda} = 1 \qquad \textbf{Eq 2-48}$$

Lorsque le stratifié est à dimensionner seulement sur un critère de rupture, les proportions p^{λ} optimum peuvent être choisies à cette étape grâce à la connaissance des flux d'effort. Cependant, ayant aussi comme contrainte des critères sur les déplacements, ce paramètre de conception sera justifié plus tard en fin de section de pré-dimensionnement. D'ici là, les proportions seront considérées comme des données d'entrée de conception connues.

Les développements qui suivent dans cette section sont des résultats et modélisations connus de la théorie des stratifiés.

2.5.1 Matrices des rigidités des plis

La matrice de rigidité du k[ième] pli d'orientation λ du stratifié est donnée par, $\left[Rp_{ij}^{\lambda}\right]^{\mathcal{b}}$ tel que,

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} = \left[Rp_{ij}^{\lambda}\right]^{\mathcal{b}} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} \qquad \textbf{Eq 2-49}$$

Selon la valeur de λ, les termes $\left[Rp_{ij}^{\lambda}\right]^{\mathcal{b}}$ s'expriment dans le repère du stratifié comme suit [93],

$$\begin{aligned} Rp_{11}^{\lambda} &= c^4 R_l + s^4 R_t + 2c^2 s^2 (\nu_{tl} R_l + 2G_{lt}) \\ Rp_{22}^{\lambda} &= s^4 R_l + c^4 R_t + 2c^2 s^2 (\nu_{tl} R_l + 2G_{lt}) \\ Rp_{33}^{\lambda} &= c^2 s^2 (R_l + R_t - 2\nu_{tl} R_l) + (c^2 - s^2) G_{lt} \\ Rp_{12}^{\lambda} &= c^2 s^2 (R_l + R_t - 4G_{lt}) + (c^4 + s^4) \nu_{tl} R_l \\ Rp_{13}^{\lambda} &= cs[c^2 R_l - s^2 R_t - (c^2 - s^2)(\nu_{tl} R_l + 2G_{lt})] \\ Rp_{23}^{\lambda} &= cs[s^2 R_l - c^2 R_t + (c^2 - s^2)(\nu_{tl} R_l + 2G_{lt})] \end{aligned} \qquad \textbf{Eq 2-50}$$

Dans ces expressions $c = cos(\lambda)\ et\ s = sin\ (\lambda)$.

2.5.2 Loi de comportement

La matrice des contraintes moyennes globales, $\begin{bmatrix}\sigma_{0x}\\ \sigma_{0y}\\ \tau_{0xy}\end{bmatrix}$ est introduite telle que,

$$\begin{bmatrix}\sigma_{0x}\\ \sigma_{0y}\\ \tau_{0xy}\end{bmatrix}_{stratifié} = \frac{1}{e_s}\begin{bmatrix}\mathcal{N}_x^f\\ \mathcal{N}_y^f\\ \mathcal{T}_{xy}^f\end{bmatrix}_{stratifié} \qquad \textbf{Eq 2-51}$$

La loi de comportement du stratifié rendu homogène s'écrit alors;

$$\begin{bmatrix}\sigma_{0x}\\ \sigma_{0y}\\ \tau_{0xy}\end{bmatrix}_{stratifié} = \frac{1}{e_s}\begin{bmatrix}Z_{11} & Z_{12} & Z_{13}\\ Z_{21} & Z_{22} & Z_{23}\\ Z_{31} & Z_{32} & Z_{33}\end{bmatrix}\begin{bmatrix}\varepsilon_{0x}\\ \varepsilon_{0y}\\ \gamma_{0xy}\end{bmatrix}_{stratifié} \qquad \textbf{Eq 2-52}$$

Les termes $\frac{1}{e_s}Z_{ij}$ sont calculables en fonction des rigidités de chaque pli par la formule suivante [93];

$$\frac{1}{e_s}Z_{ij} = \sum_{k=1^{er}pli}^{n^{ième}pli} Rp_{\mathrm{ij}}^{\mathrm{k}} * \frac{e_k}{e_s} \qquad \textbf{Eq 2-53}$$

Par la suite, les quotients $\frac{e_k}{e_s}$ peuvent être regroupés selon les orientations pour faire apparaitre les proportions,

$$\frac{1}{e_s}Z_{ij} = Rp_{ij}^{0^\circ} * p^{0^\circ} + Rp_{ij}^{90^\circ} * p^{90^\circ} + Rp_{ij}^{\varphi^\circ} * p^{\varphi^\circ} + Rp_{ij}^{-\varphi^\circ} * p^{-\varphi^\circ} \qquad \textbf{Eq 2-54}$$

D'où

$$\begin{aligned}\frac{1}{e_s}Z_{ij} &= \sum_{\lambda\in\{0^\circ,90^\circ,+\varphi^\circ,-\varphi^\circ\}} Rp_{\mathrm{ij}}^{\lambda}\frac{e^{\lambda}}{e_s}\\ &= \sum_{\lambda\in\{0^\circ,90^\circ,+\varphi^\circ,-\varphi^\circ\}} Rp_{\mathrm{ij}}^{\lambda}\,p^{\lambda}\end{aligned} \qquad \textbf{Eq 2-55}$$

Ainsi, la matrice $\frac{1}{e_s}Z_{ij}$ est connue pour un choix de proportions donné.

2.5.3 Modules élastiques apparents du stratifié

La matrice $\frac{1}{e_s} Z_{ij}$ étant connue, la loi de comportement peut être inversée,

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{0x} \\ \varepsilon_{0y} \\ \gamma_{0xy} \end{bmatrix}_{stratifié} = e_s[Z]^{-1} \begin{bmatrix} \sigma_{0x} \\ \sigma_{0y} \\ \tau_{0xy} \end{bmatrix}_{stratifié} \quad \textbf{Eq 2-56}$$

Soient $\bar{E}_x$, $\bar{E}_y$, $\bar{G}_{xy}$, $\bar{\nu}_{yx}$, $\bar{\nu}_{xy}$, $\bar{\eta}_x, \bar{\eta}_{xy}, \bar{\mu}_y$ et $\bar{\mu}_{xy}$ les modules apparents et coefficients de couplage associés du stratifié rendu homogène dans le plan $(\vec{x}, \vec{y})$. La matrice $e_s[Z]^{-1}$ étant connue, les modules apparents du stratifié sont aussi connus par l'identification suivante,

$$e_s[Z]^{-1} = \begin{bmatrix} \frac{1}{\bar{E}_x} & -\frac{\bar{\nu}_{yx}}{\bar{E}_y} & \frac{\bar{\eta}_{xy}}{\bar{G}_{xy}} \\ -\frac{\bar{\nu}_{xy}}{\bar{E}_x} & \frac{1}{\bar{E}_y} & \frac{\bar{\mu}_{xy}}{\bar{G}_{xy}} \\ \frac{\bar{\eta}_x}{\bar{E}_x} & \frac{\bar{\mu}_y}{\bar{E}_y} & \frac{1}{\bar{G}_{xy}} \end{bmatrix} \quad \textbf{Eq 2-57}$$

2.5.4 Contraintes et flux d'effort dans les plis

Dans l'hypothèse que les plis sont parfaitement collés entre eux, la déformation globale du stratifié (Eq 2-56) est appliquée à chaque pli (hypothèse d'iso-déformation). L'Eq 2-49 devient donc,

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} = \begin{bmatrix} Rp_{11}^{\lambda} & Rp_{12}^{\lambda} & Rp_{13}^{\lambda} \\ Rp_{21}^{\lambda} & Rp_{22}^{\lambda} & Rp_{23}^{\lambda} \\ Rp_{31}^{\lambda} & Rp_{32}^{\lambda} & Rp_{33}^{\lambda} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} \begin{bmatrix} \varepsilon_{0x} \\ \varepsilon_{0y} \\ \gamma_{0xy} \end{bmatrix}_{stratifié} \quad \textbf{Eq 2-58}$$

D'où,

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} = \begin{bmatrix} Rp_{11}^{\lambda} & Rp_{12}^{\lambda} & Rp_{13}^{\lambda} \\ Rp_{21}^{\lambda} & Rp_{22}^{\lambda} & Rp_{23}^{\lambda} \\ Rp_{31}^{\lambda} & Rp_{32}^{\lambda} & Rp_{33}^{\lambda} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} e_s[Z]^{-1} \begin{bmatrix} \sigma_{0x} \\ \sigma_{0y} \\ \tau_{0xy} \end{bmatrix}_{stratifié} \quad \textbf{Eq 2-59}$$

La relation de l'Eq 2-59 donne les contraintes dans les plis dans le repère du stratifié $(\vec{x}, \vec{y})$. Pour exprimer les contraintes dans le repère local,$(\vec{l}, \vec{t})$, de chaque pli, la matrice de passage $[P^{\lambda}]$ est utilisée selon la valeur de λ du pli concerné.

$$[P^{\lambda}] = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 2cs \\ s^2 & c^2 & -2cs \\ -cs & sc & c^2 - s^2 \end{bmatrix} \quad \textbf{Eq 2-60}$$

Avec $c = cos(\lambda)\, et\, s = sin\,(\lambda)$.

Ainsi pour le k[ième] pli d'orientation λ, les contraintes dans le repère local s'écrivent,

$$\begin{bmatrix} \sigma_l \\ \sigma_t \\ \tau_{lt} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} = \left[P^{\lambda}\right]_{pli\ n°k} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} \quad \textbf{Eq 2-61}$$

D'où,

$$\begin{bmatrix} \sigma_l \\ \sigma_t \\ \tau_{lt} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} = \left[P^{\lambda}\right]_{pli\ n°k} \begin{bmatrix} Rp_{11}^{\lambda} & Rp_{12}^{\lambda} & Rp_{13}^{\lambda} \\ Rp_{21}^{\lambda} & Rp_{22}^{\lambda} & Rp_{23}^{\lambda} \\ Rp_{31}^{\lambda} & Rp_{32}^{\lambda} & Rp_{33}^{\lambda} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} [e_s[Z]^{-1}] \begin{bmatrix} \sigma_{0x} \\ \sigma_{0y} \\ \tau_{0xy} \end{bmatrix}_{stratifié} \quad \textbf{Eq 2-62}$$

Les contraintes dans chaque pli viennent d'être exprimées. Cependant, à l'étape du pré-dimensionnement, l'état de contraintes n'est pas connu car l'épaisseur e_s est encore à déterminer dans l'Eq 2-51. En multipliant l'Eq 2-62 par e_s, cela permet de connaitre les flux d'effort dans chaque pli en fonction des flux d'effort globaux, eux connus.

$$\begin{bmatrix} e_s\sigma_l \\ e_s\sigma_t \\ e_s\tau_{lt} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} = \left[P^{\lambda}\right]_{pli\ n°k} \begin{bmatrix} Rp_{11}^{\lambda} & Rp_{12}^{\lambda} & Rp_{13}^{\lambda} \\ Rp_{21}^{\lambda} & Rp_{22}^{\lambda} & Rp_{23}^{\lambda} \\ Rp_{31}^{\lambda} & Rp_{32}^{\lambda} & Rp_{33}^{\lambda} \end{bmatrix}_{pli\ n°k} [e_s[Z]^{-1}] \begin{bmatrix} N_x^f \\ N_y^f \\ T_{xy}^f \end{bmatrix} \quad \textbf{Eq 2-63}$$

L'ensemble des modélisations et relations nécessaires au développement des critères ont à présent été définis.

2.6 Pré-dimensionnement au cas de charges mécanique

Cette partie est consacrée à l'expression des différents critères du cas des charges en fonction des données du problème. Le pré-dimensionnement a pour but de permettre un choix optimum de l'épaisseur du stratifié qui satisfait l'ensemble des critères.

Les orientations λ et les proportions associées sont considérées comme des données de conception dans l'écriture des critères. Les méthodes qui permettent le choix de ces paramètres de conception sont développées en fin de section de cette partie.

Dans la suite de ce chapitre, la démarche est appliquée et développée pour la section rectangulaire creuse, un peu plus complexe à formuler. Le même raisonnement et méthodes proposées peuvent être tenus pour le calcul de la section circulaire creuse.

2.6.1 Pré-dimensionnement analytique

Les trois critères vont à présent être formulés de façon analytique pour permettre le pré-dimensionnement de la poutre. Pour le critère de rupture, la modélisation du stratifié, faite dans la partie précédente sera utilisée. Pour les critères portant sur les déplacements (flèche et angle de torsion), le principe de superposition sera utilisé pour déduire le comportement de la structure en considérant le chargement respectif individuellement pour chaque critère.

2.6.1.1 Critère de rupture : Hill-Tsaï

Le critère de Hill-Tsaï [104] est utilisé comme critère de rupture du stratifié. Le critère de Hill-Tsaï est une simplification du critère de Hill dans un cas de contraintes planes. C'est un critère relativement simple à mettre en pratique et largement utilisé par les bureaux d'études pour la validation d'un dimensionnement de composite. Il est l'analogue du critère de Von Mises pour les matériaux isotropes.

La sollicitation en flexion fait apparaitre deux zones où les contraintes normales sont extrêmes. La partie supérieure de la poutre est soumise à une contrainte normale positive et la partie inférieure quant à elle est soumise à une contrainte normale négative. Les contraintes à la rupture du pli élémentaire n'étant pas identiques selon le signe de la contrainte, ces deux cas doivent être envisagés dans l'application du critère de Hill-Tsaï. Le flux d'effort résultant dans le stratifié, $\mathcal{N}_x^f$, de cette contrainte normale sera considéré comme valant $|\mathcal{N}|$ dans le cas de la partie supérieure et comme valant $-|\mathcal{N}|$ dans le cas de la partie inférieure dans l'Eq 2-51.

Le critère de Hill-Tsaï est à appliquer pour chaque pli d'une orientation λ donnée. Dans un état de contraintes planes, le critère de Hill-Tsaï stipule que la rupture est atteinte dans le pli lorsque l'égalité suivante est obtenue,

$$\frac{{\sigma_l}^2}{{\sigma_l^r}^2} + \frac{{\sigma_t}^2}{{\sigma_t^r}^2} - \frac{\sigma_l \sigma_t}{{\sigma_l^r}^2} + \frac{{\tau_{lt}}^2}{{\tau_{lt}^r}^2} = 1 \qquad \textbf{Eq 2-64}$$

Soit e_r^λ l'épaisseur minimum de l'ensemble des plis d'orientation λ qui permet de vérifier le critère de Hill-Tsaï. En multipliant par $(e_r^\lambda)^2$ dans Eq 2-64, l'inégalité suivante portant sur e_r^λ peut être déduite,

$$\frac{\left(\sigma_l e_r^\lambda\right)^2}{{\sigma_l^r}^2} + \frac{\left(\sigma_t e_r^\lambda\right)^2}{{\sigma_t^r}^2} - \frac{\left(\sigma_l e_r^\lambda\right)\left(\sigma_t e_r^\lambda\right)}{{\sigma_l^r}^2} + \frac{\left(\tau_{lt} e_r^\lambda\right)^2}{{\tau_{lt}^r}^2} \leq \left(e_r^\lambda\right)^2 \qquad \textbf{Eq 2-65}$$

En passant à la racine carrée,

$$e_r^\lambda \geq \sqrt{\frac{\left(\sigma_l e_r^\lambda\right)^2}{{\sigma_l^r}^2} + \frac{\left(\sigma_t e_r^\lambda\right)^2}{{\sigma_t^r}^2} - \frac{\left(\sigma_l e_r^\lambda\right)\left(\sigma_t e_r^\lambda\right)}{{\sigma_l^r}^2} + \frac{\left(\tau_{lt} e_r^\lambda\right)^2}{{\tau_{lt}^r}^2}} \qquad \textbf{Eq 2-66}$$

Si $e_r^\lambda \geq 1$.

Les termes au numérateur des fractions de l'Eq 2-66 sont les flux d'effort dans les plis d'orientation λ donnés par l'Eq 2-63. σ_l^r et σ_t^r sont à adapter selon le signe de la contrainte dans les plis telles que,

$$\sigma_l^r = \begin{cases} \sigma_l^{rt} \; si \; \sigma_l > 0 \\ \sigma_l^{rc} si \; \sigma_l < 0 \end{cases} \qquad \sigma_t^r = \begin{cases} \sigma_t^{rt} \; si \; \sigma_t > 0 \\ \sigma_t^{rc} si \; \sigma_t < 0 \end{cases}$$

Ce calcul est effectué dans chaque ensemble de plis d'orientation λ et on en tire, l'épaisseur minimum pour la tenue du stratifié dans le cas où $\mathcal{N}_x^f = |\mathcal{N}|$ dans l'Eq 2-51, notée ${e_r^{min}}_{sup}$;

$${e_r^{min}}_{sup} = max\left(e_r^\lambda\right) \; pour \; \lambda \in \{0°, 90°, \varphi°, -\varphi°\} \qquad \textbf{Eq 2-67}$$

En effectuant le même calcul avec $\mathcal{N}_x^f = -|\mathcal{N}|$, dans l'Eq 2-51, la valeur de l'épaisseur minimale des zones sollicitées en compression par la composante de flexion est donnée par ${e_r^{min}}_{inf}$, tel que,

$${e_r^{min}}_{inf} = max\left(e_r^\lambda\right) \; pour \; \lambda \in \{0°, 90°, \varphi°, -\varphi°\} \qquad \textbf{Eq 2-68}$$

Ainsi l'épaisseur qui permet de vérifier le critère de rupture e_r^{min} est calculée par,

$$e_r^{min} = max\left({e_r^{min}}_{sup}, {e_r^{min}}_{inf}\right) \qquad \textbf{Eq 2-69}$$

2.6.1.2 Critère de flèche

La poutre stratifiée est supposée comme étant soumise à l'effort de flexion seul. Pour le calcul de la flèche, la formulation de la théorie classique des stratifiés est reprise [94], le cisaillement transverse étant donc négligé. Elle est alors déduite de la relation suivante,

$$\frac{d^2 f_z(x)}{dx^2} = \frac{M_y(x)}{J_x} \qquad \textbf{Eq 2-70}$$

Où J_x est la rigidité en flexion de la poutre stratifiée.

D'où en intégrant et en substituant la valeur de $M_y(x)$,

$$f_z(x) = -\frac{F\left(\frac{Lx^2}{2} - \frac{x^3}{6}\right)}{J_x} \qquad \textbf{Eq 2-71}$$

La flèche en *L* qui est maximale est alors déduite,

$$f_z^{max} = |f_z(L)| = \frac{FL^3}{3J_x} \qquad \textbf{Eq 2-72}$$

Le critère de flèche maximum admissible s'écrit donc,

$$f_z^{max} \leq \frac{L}{Cr_f} \qquad \textbf{Eq 2-73}$$

$$\Rightarrow \frac{FL^2 Cr_f}{3J_x} \leq 1 \qquad \textbf{Eq 2-74}$$

L'objectif étant d'obtenir un critère sur l'épaisseur du stratifié (encore inconnue à ce stade), la méthode ici proposée consiste à faire apparaitre la rigidité en flexion par unité d'épaisseur qui est notée $J_{x/e}$. Se faisant, le critère s'écrit,

$$\frac{FL^2 Cr_f}{3e_f^{min} J_{x/e}} \leq 1 \qquad \textbf{Eq 2-75}$$

où e_f^{min} est l'épaisseur minimum afin de vérifier le critère de flexion.

La condition sur l'épaisseur s'écrit donc;

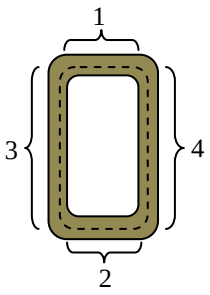
$$\frac{FL^2 Cr_f}{3J_{x/e}} \leq e_f^{min} \qquad \textbf{Eq 2-76}$$

Afin de pouvoir appliquer ce critère, il faut pouvoir exprimer la rigidité en flexion par unité d'épaisseur $J_{x/e}$ en fonction des données du cas de charge (géométrie de base) et des caractéristiques du pli élémentaire.

Expression de $J_{x/e}$

La méthode qui a été mise en place consiste à faire une linéarisation de la rigidité en flexion J_x en fonction de l'épaisseur afin d'en tirer l'expression de $J_{x/e}$. Pour la section rectangulaire creuse, la section transversale est caractérisée par ces semelles (parties horizontales) et ses âmes (parties verticales). Quatre parties sont donc distinguées pour la section.

1. La semelle supérieure.
2. La semelle inférieure.
3. L'âme gauche.
4. L'âme droite.



Pour le calcul de la rigidité en flexion, le cas des âmes et des semelles est traité séparément. En posant, J_x^a et J_x^s comme étant respectivement la rigidité en flexion de l'âme et de la semelle, la rigidité en flexion de la poutre s'exprime par,

$$J_x = 2(J_x^a + J_x^s) \qquad \textbf{Eq 2-77}$$

Puisque l'épaisseur du stratifié est inconnue, en posant $J_{x/e}^a$ la rigidité par unité d'épaisseur en flexion d'une âme et $J_{x/e}^s$ la rigidité par unité d'épaisseur en flexion d'une semelle, le terme $J_{x/e}$ recherché s'écrit,

$$J_{x/e} = 2(J_{x/e}^a + J_{x/e}^s) \qquad \textbf{Eq 2-78}$$

Le calcul de e_f^{min} passe donc par la détermination de $J_{x/e}^a$ et $J_{x/e}^s$ en fonction des données du problème.

Les âmes subissent un effort de flexion dans le plan du stratifié, et les semelles subissent un effort de flexion dans le plan orthogonal du stratifié. Selon ces cas de figures, la rigidité en flexion s'exprime différemment.

Calcul de $J^a_{x/e}$

L'âme subit un effort de flexion dans le plan du stratifié qui le constitue. Dans ce cas, J^a_x s'écrit comme [94];

$$J^a_x = \frac{h^3}{12Z^*_{11}} \qquad \textbf{Eq 2-79}$$

Où

$$Z^*_{11} = \frac{Z_{22}\,Z_{33} - Z^2_{23}}{(Z_{11}Z_{22}Z_{33} + 2Z_{12}Z_{13}Z_{23} - Z_{11}Z^2_{23} - Z_{33}Z^2_{12})} \qquad \textbf{Eq 2-80}$$

Puisque les termes $\frac{1}{e_s}Z_{ij}$ sont connus, ils sont introduits dans l'expression de Z^*_{11}. Ce qui donne,

$$Z^*_{11} = \frac{e_s^2\left(\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} - \frac{Z^2_{23}}{e_s^2}\right)}{e_s^3\left(\frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} + \frac{2Z_{12}}{e_s}\frac{Z_{13}}{e_s}\frac{Z_{23}}{e_s} - \frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z^2_{23}}{e_s^2} - \frac{Z_{33}}{e_s}\frac{Z^2_{12}}{e_s^2}\right)} \qquad \textbf{Eq 2-81}$$

$$Z^*_{11} = \frac{\left(\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} - \frac{Z^2_{23}}{e_s^2}\right)}{e_s\left(\frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} + \frac{2Z_{12}}{e_s}\frac{Z_{13}}{e_s}\frac{Z_{23}}{e_s} - \frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z^2_{23}}{e_s^2} - \frac{Z_{33}}{e_s}\frac{Z^2_{12}}{e_s^2}\right)} \qquad \textbf{Eq 2-82}$$

D'où,

$$J^a_x = \frac{h^3 e_s\left(\frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} + \frac{2Z_{12}}{e_s}\frac{Z_{13}}{e_s}\frac{Z_{23}}{e_s} - \frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z^2_{23}}{e_s^2} - \frac{Z_{33}}{e_s}\frac{Z^2_{12}}{e_s^2}\right)}{12\left(\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} - \frac{Z^2_{23}}{e_s^2}\right)} \qquad \textbf{Eq 2-83}$$

Il vient alors que,

$$J^a_{x/e} = \frac{J^a_x}{e_s} = \frac{h^3\left(\frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} + \frac{2Z_{12}}{e_s}\frac{Z_{13}}{e_s}\frac{Z_{23}}{e_s} - \frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z^2_{23}}{e_s^2} - \frac{Z_{33}}{e_s}\frac{Z^2_{12}}{e_s^2}\right)}{12\left(\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} - \frac{Z^2_{23}}{e_s^2}\right)} \qquad \textbf{Eq 2-84}$$

$J^a_{x/e}$ est donc calculable en fonction des grandeurs connues du problème.

Calcul de $J^s_{x/e}$

La semelle subit un effort de flexion perpendiculaire au plan du stratifié qui le constitue. Dans ce cas de figure, J^s_x s'écrit comme [94] ;

$$J^s_x = \frac{l}{D^*_{11}} \qquad \textbf{Eq 2-85}$$

Où

$$\begin{cases} D^*_{11} = \dfrac{D_{22}\,D_{33} - D^2_{23}}{D_{11}D_{22}D_{33} + 2D_{12}D_{13}D_{23} - D_{11}D^2_{23} - D_{33}D^2_{12}} \\ avec\ D_{ij} = \dfrac{1}{3}\sum_{k=1^{er}pli}^{n^{ième}pli} (h^3_k - h^3_{k-1})Rp^{\mathrm{k}}_{\mathrm{ij}}\text{, où } h_k est\ la\ hauteur\ du\ pli\ k\ dans\ la\ direction\ \vec{z} \end{cases}$$

D_{ij} représente les termes de la matrice de rigidité en flexion du stratifié. Pour rappel l'empilement des plis du stratifié est $\{0°/90°/+\varphi°/-\varphi°\}_s$. Cet empilement est représenté sur la Figure 2-9.

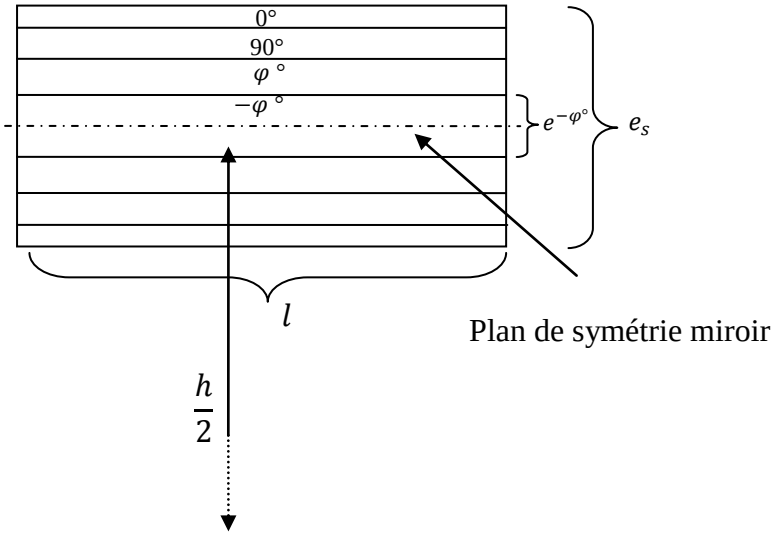


Figure 2-9: Représentation de la stratification d'une semelle

A cette étape, puisque l'épaisseur du stratifié est inconnue, les épaisseurs des plis d'orientation, notées e^{λ}, le sont aussi. Afin de pouvoir calculer la matrice D_{ij} en fonction des données, l'approximation suivante portant sur l'empilement est faite ; chaque pli d'orientation λ est considéré comme étant disposé autour du plan de symétrie miroir de la semelle. Cette approximation revient à négliger le terme de transport dans le théorème de Huygens. Cette approximation est schématisée sur la Figure 2-10.

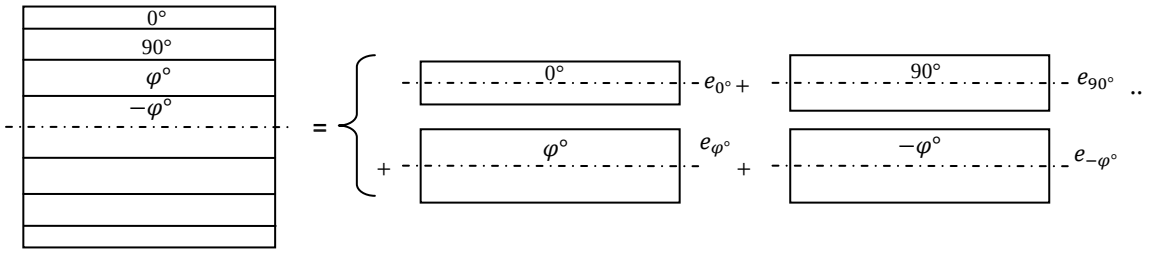


Figure 2-10: Approximation de la stratification pour le pré-dimensionnement en flexion.

En partant de l'expression de D_{ij},

$$D_{ij} = \frac{1}{3}\sum_{k=1}^{n}(h_k^3 - h_{k-1}^3)\, Rp_{\mathrm{ij}}^{\mathrm{k}} \qquad \textbf{Eq 2-86}$$

Et en tenant compte de l'approximation précédente, il vient,

$$D_{ij} \approx \frac{1}{3}\sum_{\lambda\in\{0°,90°,+\varphi,-\varphi\}}\left(\left(\frac{h}{2}+\frac{e^{\lambda}}{2}\right)^3 - \left(\frac{h}{2}-\frac{e^{\lambda}}{2}\right)^3\right) Rp_{\mathrm{ij}}^{\lambda} \qquad \textbf{Eq 2-87}$$

En simplifiant l'expression binomiale,

$$D_{ij} \approx \frac{1}{3}\sum_{\lambda\in\{0°,90°,+\varphi°,-\varphi°\}} e^{\lambda}\left(3\left(\frac{h}{2}\right)^2 + \left(\frac{e^{\lambda}}{2}\right)^2\right) Rp_{\mathrm{ij}}^{\lambda} \qquad \textbf{Eq 2-88}$$

Puisque $e^{\lambda} \ll h$, une linéarisation des termes D_{ij} est proposée. Il vient alors que,

$$D_{ij} \approx \frac{1}{3}\sum_{\lambda\in\{0°,90°,+\varphi°,-\varphi°\}} 3\left(\frac{h}{2}\right)^2 e^{\lambda}\, Rp_{\mathrm{ij}}^{\lambda} \qquad \textbf{Eq 2-89}$$

Or la matrice $\frac{1}{e_s}Z_{ij} = \sum_{\lambda\in\{0°,90°,+\varphi°,-\varphi°\}} Rp_{\mathrm{ij}}^{\lambda}\frac{e^{\lambda}}{e_s}$ est connue (Eq 2-55) et en la faisant apparaitre dans l'expression de D_{ij},

$$D_{ij} \approx \frac{1}{3}\sum_{\lambda\in\{0°,90°,+\varphi°,-\varphi°\}} 3\left(\frac{h}{2}\right)^2 e^{\lambda}\, Rp_{\mathrm{ij}}^{\lambda}\frac{e_s}{e_s} \qquad \textbf{Eq 2-90}$$

D'où,

$$D_{ij} \approx \left(\frac{h}{2}\right)^2 \frac{1}{e_s} Z_{ij} e_s \qquad \textbf{Eq 2-91}$$

A partir de cette expression de D_{ij}, D_{11}^{*} s'écrit,

$$D_{11}^{*} \approx \frac{\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} - \frac{Z_{23}^2}{e_s^2}}{\left(\frac{h}{2}\right)^2 e_s \left(\frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} + \frac{2Z_{12}}{e_s}\frac{Z_{13}}{e_s}\frac{Z_{23}}{e_s} - \frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{23}^2}{e_s^2} - \frac{Z_{33}}{e_s}\frac{Z_{12}^2}{e_s^2}\right)} \qquad \textbf{Eq 2-92}$$

D'où,

$$J_x^s \approx l\left(\frac{h}{2}\right)^2 e_s \frac{\left(\frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} + \frac{2Z_{12}}{e_s}\frac{Z_{13}}{e_s}\frac{Z_{23}}{e_s} - \frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{23}^2}{e_s^2} - \frac{Z_{33}}{e_s}\frac{Z_{12}^2}{e_s^2}\right)}{\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} - \frac{Z_{23}^2}{e_s^2}} \qquad \textbf{Eq 2-93}$$

Ce qui donne le terme $J_{x/e}^s$ recherché,

$$J_{x/e}^s = \frac{J_x^s}{e_s} \approx l\left(\frac{h}{2}\right)^2 \frac{\left(\frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} + \frac{2Z_{12}}{e_s}\frac{Z_{13}}{e_s}\frac{Z_{23}}{e_s} - \frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{23}^2}{e_s^2} - \frac{Z_{33}}{e_s}\frac{Z_{12}^2}{e_s^2}\right)}{\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} - \frac{Z_{23}^2}{e_s^2}} \qquad \textbf{Eq 2-94}$$

$J_{x/e}^s$ est donc calculable en fonction des données du pli élémentaire et des données géométriques.

Il s'ensuit que $J_{x/e} = 2(J_{x/e}^s + J_{x/e}^a)$ est calculable.

$$J_{x/e} = 2\left(\frac{h^3}{12} + l\left(\frac{h}{2}\right)^2\right)\frac{\left(\frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} + \frac{2Z_{12}}{e_s}\frac{Z_{13}}{e_s}\frac{Z_{23}}{e_s} - \frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{23}^2}{e_s^2} - \frac{Z_{33}}{e_s}\frac{Z_{12}^2}{e_s^2}\right)}{\left(\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} - \frac{Z_{23}^2}{e_s^2}\right)} \qquad \textbf{Eq 2-95}$$

Cette expression de $J_{x/e}$ a été calculée dans un cas d'architecture de stratifié symétrique. Or, la starification choisie est aussi équilibrée. La stratification équilibrée entraine que les termes $\frac{Z_{13}}{e_s}$ et $\frac{Z_{23}^2}{e_s^2}$ sont nuls. L'expression de $J_{x/e}$ peut être dans ce cas simplifiée. Ce qui donne,

$$J_{x/e} = 2\left(\frac{h^3}{12} + l\left(\frac{h}{2}\right)^2\right)\frac{\left(\frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s} - \frac{Z_{33}}{e_s}\frac{Z_{12}^2}{e_s^2}\right)}{\left(\frac{Z_{22}}{e_s}\frac{Z_{33}}{e_s}\right)} \qquad \textbf{Eq 2-96}$$

Et en réarrangeant les termes

$$J_{x/e} = h^2\left(\frac{h}{6}+\frac{l}{2}\right)\frac{\left(\frac{Z_{11}}{e_s}\frac{Z_{22}}{e_s}-\frac{Z_{12}^2}{e_s^2}\right)}{\left(\frac{Z_{22}}{e_s}\right)} \quad \textbf{Eq 2-97}$$

$J_{x/e}$ ayant été calculée, l'épaisseur e_f^{min} portant sur le critère de flèche (Eq 2-76) peut être calculée.

2.6.1.3 Critère d'angle de torsion

Pour le calcul de l'angle de torsion de la poutre, il est proposé d'utiliser la formule des poutres homogènes à section fermée et à parois minces rapportée dans [105] et d'y introduire le module de cisaillement du stratifié, notée Ƙ.

L'angle de torsion par unité de longueur s'écrivant:

$$\vartheta_x = \frac{M_t}{4\Sigma^2 \mathrm{K}}\oint\frac{ds}{e_s} \quad \textbf{Eq 2-98}$$

où Σ est la surface à l'intérieur de la ligne moyenne de la section transversale et $\oint\frac{ds}{e_s}$ l'intégrale curviligne sur la ligne moyenne de la section transversale. Le module de cisaillement Ƙ peut être identifié par la composante (3,3) de la matrice $\frac{1}{e_s}Z_{ij}$ qui vaut $\bar{G}_{xy}$ et qui est connue.

Pour obtenir l'angle de torsion maximal en bout de poutre, il suffit de multiplier par L l'expression de ϑ_x.

$$\theta_x^{max} = \vartheta_x * L \quad \textbf{Eq 2-99}$$

Le critère sur l'angle de torsion est posé de la façon suivante ;

$$\theta_x^{max}(e_t^{min}) = \vartheta_x\left(e_t^{min}\right) * L \leq Cr_t \quad \textbf{Eq 2-100}$$

Où e_t^{min} est l'épaisseur minimum permettant de vérifier le critère de torsion.

En intégrant l'Eq 2-98,

$$\vartheta_x(e_t^{min}) = \frac{M_t}{4(lh)^2\mathrm{K}}\times\frac{2(l+h)}{e_t^{min}} = \frac{M_t(l+h)}{2e_t^{min}(lh)^2\mathrm{K}} \quad \textbf{Eq 2-101}$$

Ce qui donne en appliquant le critère,

$$\frac{M_t(l+h)}{2e_t^{min}(lh)^2\mathrm{K}}L \leq Cr_t \quad \textbf{Eq 2-102}$$

D'où

$$\frac{M_t(l+h)}{2Cr_t(lh)^2\mathrm{K}}L \leq e_t^{min} \qquad \textbf{Eq 2-103}$$

e_t^{min} est donc calculable en fonction des grandeurs connues.

Les trois critères du cas de charges ont ainsi été exprimés en fonction des paramètres géométriques de la section, des proportions et orientations des plis et des propriétés du pli élémentaire.

L'épaisseur minimum du stratifié, notée e_{min} est donc obtenue par,

$$e_{min} = max\{e_r^{min}, e_f^{min}, e_t^{min}\} \qquad \textbf{Eq 2-104}$$

2.6.2 Estimation des proportions et orientations des plis dans le stratifié

Pour appliquer l'ensemble des critères qui viennent d'être exprimés, il faut au préalable faire un choix de conception optimum portant sur les proportions des plis et leurs orientations.

Le choix des orientations et des proportions de plis dans un stratifié est en général fait sur la base de bonnes pratiques et d'expérience. Néanmoins, des règles de choix peuvent être établies dans certains cas selon les critères du cahier des charges.

Deux règles de choix sont présentées pour deux cas de figures fréquents. Le premier cas concerne le choix des proportions pour des orientations courantes, c'est-à-dire, $\lambda \in \{0°, 90°, +45°, -45°\}$. Le deuxième cas concerne le choix d'une orientation non courante à proportions définies.

2.6.2.1 Proportions optimales pour des orientations courantes

Dans ce cas de figure, les orientations sont connues et les proportions recherchées.

Proportions optimales par rapport à la rupture

Dans le cas $\lambda \in \{0°, 90°, +45°, -45°\}$, l'estimation des proportions optimales par rapport à la rupture, notées p_σ^λ ,dans chaque direction peut être effectuée par les formations recommandées dans [93]. Ces recommandations pour le calcul des proportions optimales du stratifié sont basées sur l'hypothèse que les plis orientés à 0° prennent la contrainte normale suivant $\vec{x}$, que les plis orientés à 90° prennent la contrainte normale suivant $\vec{y}$ et que les plis à

± 45° prennent la contrainte de cisaillement. Les proportions optimales dans chaque direction sont alors obtenues par les relations,

$$p_\sigma^{0^\circ} = \frac{\left|\frac{\mathcal{N}_x^f}{\sigma_l^r}\right|}{\left|\frac{\mathcal{N}_x^f}{\sigma_l^r}\right| + \left|\frac{N_y^f}{\sigma_t^r}\right| + \left|\frac{\mathcal{T}_{xy}^f}{\tau_{lt}^r}\right|} \qquad p_\sigma^{90^\circ} = \frac{\left|\frac{N_y^f}{\sigma_t^r}\right|}{\left|\frac{\mathcal{N}_x^f}{\sigma_l^r}\right| + \left|\frac{N_y^f}{\sigma_t^r}\right| + \left|\frac{\mathcal{T}_{xy}^f}{\tau_{lt}^r}\right|} \qquad \textbf{Eq 2-105}$$

$$p_\sigma^{45^\circ} = \frac{1}{2}\frac{\left|\frac{\mathcal{T}_{xy}^f}{\tau_{lt}^r}\right|}{\left|\frac{\mathcal{N}_x^f}{\sigma_l^r}\right| + \left|\frac{N_y^f}{\sigma_t^r}\right| + \left|\frac{\mathcal{T}_{xy}^f}{\tau_{lt}^r}\right|} \qquad et\ p_\sigma^{45^\circ} = p_\sigma^{-45^\circ} \ (condition\ de\ stratifié\ équilibré) \qquad \textbf{Eq 2-106}$$

Dans ces expressions, σ_l^r et σ_t^r sont à prendre dans le cas le plus contraignant selon le signe du flux d'effort.

$$\sigma_l^r = \begin{cases} \sigma_l^{rt}\ si\ \mathcal{N}_x^f > 0 \\ \sigma_l^{rc} si\ \mathcal{N}_x^f < 0 \end{cases} \qquad \sigma_t^r = \begin{cases} \sigma_t^{rt}\ si\ N_y^f > 0 \\ \sigma_t^{rc} si\ N_y^f < 0 \end{cases}$$

L'estimation des proportions suivant ces recommandations est telle que les contraintes dans les plis sont minimisées. Cependant, ces calculs de proportions optimales ne tiennent pas compte des performances attendues quant aux rigidités en flexion ou en torsion. Pour ce faire, il convient de compléter ces calculs par un choix optimum de proportions pour les rigidités qui tient compte des critères de déplacements.

Proportions optimales pour les rigidités

Un choix des proportions optimales adapté aux critères de déplacements du cas de charge est développé dans cette section. Le principe adopté est d'isoler chaque critère et de calculer une épaisseur optimale.

Epaisseur optimale en flexion seule

Le critère sur l'épaisseur en flexion est isolé (Eq 2-76). Les critères de rupture et d'angle de torsion sont donc négligés. L'épaisseur optimale en flexion seule est alors obtenue pour une rigidité en flexion par unité d'épaisseur maximale, notée $J_{x/e}^{max}$. Il est considéré que $J_{x/e}^{max}$ est obtenue pour l'ensemble des plis à 0°, donc pour $p^{0^\circ} = 1$ et $p^{90^\circ} = p^{45^\circ} = p^{-45^\circ} = 0$.

En utilisant les équations Eq 2-50, Eq 2-55 et Eq 2-97, $J_{x/e}^{max}$ est calculée dans ces conditions,

$$J_{x/e}^{max} = h^2 \left(\frac{h}{6} + \frac{l}{2}\right) \frac{R_l R_t - (\nu_{tl} R_l)^2}{R_t} \qquad \textbf{Eq 2-107}$$

Finalement, en injectant cette expression dans l'Eq 2-76, l'épaisseur optimale en flexion seule notée e_f est obtenue,

$$e_f = \frac{F L^{2} C r_f}{3 J_{x/e}^{max}} \qquad \textbf{Eq 2-108}$$

Epaisseur optimale en torsion seule

Le même raisonnement est tenu pour le calcul de l'épaisseur optimale en torsion seule. Le critère de l'Eq 2-103 est isolé. Le module de cisaillement maximal est obtenue pour l'ensemble des plis à ±45°, donc pour $p^{45°} = p^{-45°} = 0{,}5$ et $p^{90°} = p^{0°} = 0$.

En notant, K^{max} module de cisaillement correspondant, les équations Eq 2-50 et l'Eq 2-55 donnent,

$$\mathrm{K}^{max} = \frac{(R_l + R_t - 2\nu_{tl} R_l)}{4} \qquad \textbf{Eq 2-109}$$

En injectant cette expression dans l'Eq 2-103, l'épaisseur optimale en torsion seule est obtenue,

$$e_t = \frac{M_t (l + h)}{2 C r_t (lh)^2 \mathrm{K}^{max}} L \qquad \textbf{Eq 2-110}$$

Sur la base de ces deux épaisseurs optimales, une règle de choix de proportions permettant de maximiser les rigidités en flexion et en torsion, notées p_δ^λ peut alors être retenue comme,

$$p_\delta^{0°} = \frac{e_f}{e_f + e_t} \qquad p_\delta^{90°} = 0 \qquad \textbf{Eq 2-111}$$

$$p_\delta^{45°} = \frac{1}{2} \frac{e_t}{e_f + e_t} \qquad et\ p_\delta^{45°} = p_\delta^{-45°} \ (condition\ de\ stratifié\ équilibré) \qquad \textbf{Eq 2-112}$$

Choix des proportions optimales pour le stratifié

Le choix des proportions optimales pour le stratifié peut alors se faire en répartissant équitablement p_σ^λ et p_δ^λ. D'où,

$$p^\lambda = \frac{p_\sigma^\lambda + p_\delta^\lambda}{2} \qquad \textbf{Eq 2-113}$$

Ce calcul permet donc de faire un choix de conception optimum en proportion tout en tenant compte des trois critères du cas de charges.

2.6.2.2 Choix d'orientations non courantes.

Une règle de choix est ici présentée pour le cas où φ est à déterminer. Il peut en effet arriver que pour des raisons de limites technologiques des procédés, les orientations courantes ne soient pas réalisables dans le stratifié. La règle est ici développée dans le cas particulier où $p^{\varphi^\circ} = p^{-\varphi^\circ} = 0{,}5$ et $p^{90^\circ} = p^{0^\circ} = 0$. Les proportions sont donc définies, seul l'angle φ optimal est recherché.

Le principe adopté consiste à choisir φ tel que les critères sur l'épaisseur en flexion (Eq 2-76) et en torsion (Eq 2-103) convergent vers la même solution. Autrement dit, optimiser l'angle φ pour que la poutre travaille aussi bien en flexion qu'en torsion. Etant donné que $p^{\varphi^\circ} = p^{-\varphi^\circ} = 0{,}5$ et $p^{90^\circ} = p^{0^\circ} = 0$;

L'Eq 2-76 permet d'exprimer l'épaisseur sur le critère de flèche en fonction de φ,

$$e_f(\varphi) = \frac{F\hat{L}Cr_f}{3h^2\left(\frac{h}{6}+\frac{l}{2}\right)} \frac{Rp_{22}^\varphi}{\left(Rp_{11}^\varphi Rp_{22}^\varphi - Rp_{12}^{\varphi}\right)} \qquad \textbf{Eq 2-114}$$

et l'Eq 2-103 permet d'exprimer l'épaisseur sur le critère de flèche en fonction de φ,

$$e_t(\varphi) = \frac{M_t(l+h)}{2Cr_t(lh)^2 Rp_{33}^\varphi} L \qquad \textbf{Eq 2-115}$$

L'angle φ optimal est alors celui qui vérifie l'équation,

$$e_f(\varphi) = e_t(\varphi) \qquad \textbf{Eq 2-116}$$

2.6.3 Récapitulatif de la chaine de calculs

La démarche proposée fait qu'en définitif, elle cible directement l'épaisseur optimale de la poutre stratifiée pour un choix de conception donné car les critères de performances sont intégrés dans le choix de conception. Seules les propriétés du pli élémentaire et les données du cas de charges sont nécessaires au pré-dimensionnement optimum de la poutre stratifiée.

La Figure 2-11 fait un récapitulatif de la chaine de calcul. Le dernier élément de la chaine est développé dans la section suivante.

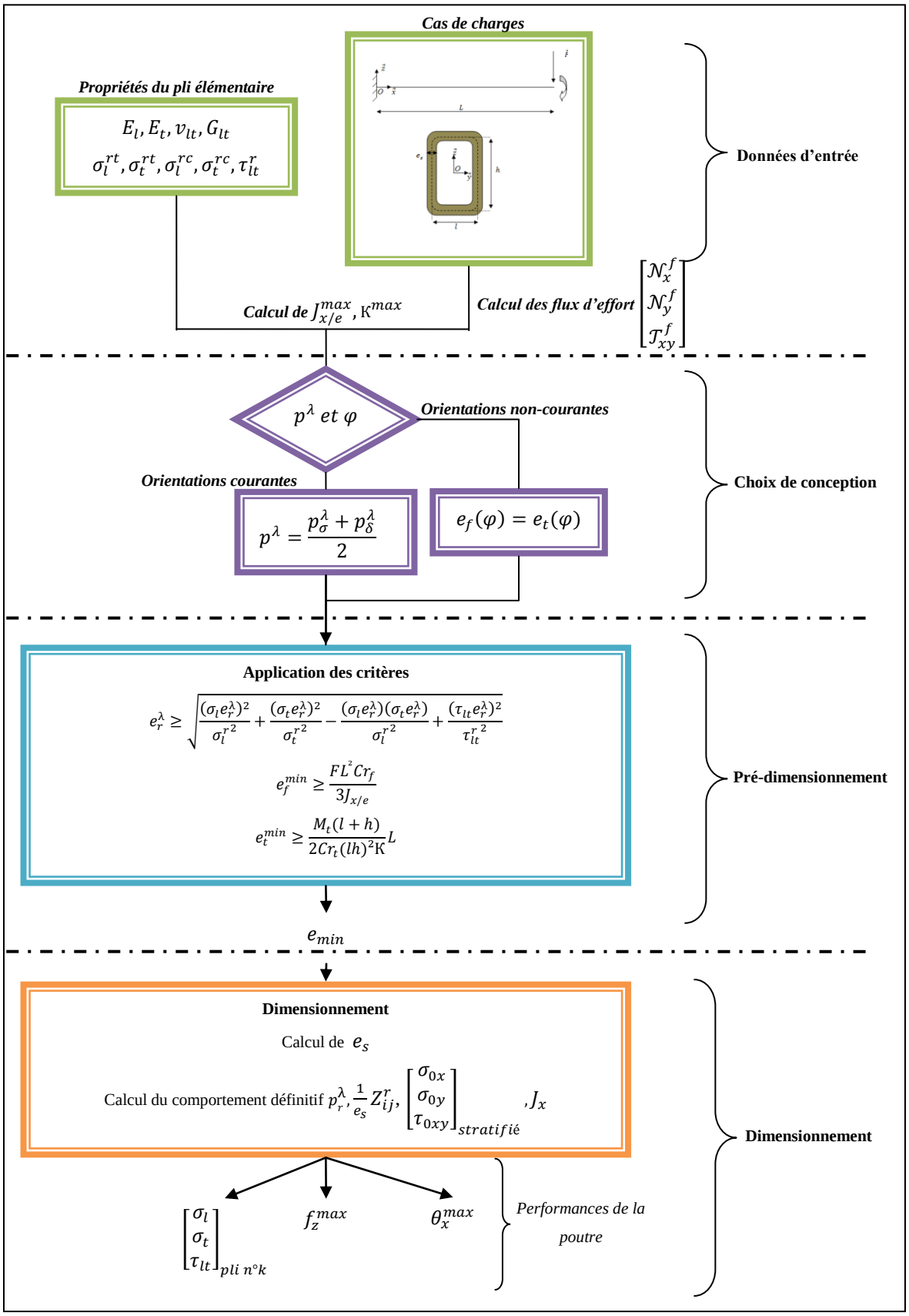


Figure 2-11: Chaine de calculs analytiques

2.7 Dimensionnement au cas de charges mécaniques

L'épaisseur minimum du stratifié $e_{min} = max\{e_r^{min}, e_f^{min}, e_t^{min}\}$ a été calculée dans la section précédente par l'expression des différents critères pour des orientations et proportions données. A partir de cette épaisseur minimum, l'épaisseur définitive du stratifié e_s sera calculée dans cette section. Puis, à partir de cette épaisseur e_s les flux d'effort et les déplacements réels seront recalculés pour connaitre l'état de sollicitation et de déformation de la poutre sous charge. Les calculs seront développés dans un premier temps sous forme analytique puis comparés dans un deuxième temps avec les résultats d'un modèle éléments finis.

2.7.1 Epaisseur du stratifié

Pour rappel, la conception du stratifié doit respecter la symétrie miroir et l'équilibrage des plis à ± φ°. L'empilement des plis imposé est $\{0°/90°/+\varphi°/-\varphi°\}_s$. Connaissant e_{min}, le nombre de plis minimum n_p^{min} peut être calculé par l'intermédiaire de e_c, l'épaisseur d'un pli. La partie entière par excès notée par l'opérateur ⌈ ⌉ est utilisée pour le calcul de n_p^{min} afin de pouvoir avoir le nombre entier immédiatement supérieur, ce qui donne,

$$n_p^{min} = \left\lceil \frac{e_{min}}{e_c} \right\rceil \qquad \textbf{Eq 2-117}$$

A partir de n_p^{min}, le nombre de couches pour avoir la symétrie miroir dans chaque direction, n_λ est calculé. Pour ce faire, la fonction PAIR et les proportions définies sont utilisées. La fonction PAIR est celle qui arrondit un nombre à l'entier pair immédiatement supérieur. Le nombre de couches dans chaque direction s'écrit alors,

$$n_\lambda = PAIR\left(p^\lambda * n_p^{min}\right) \qquad \textbf{Eq 2-118}$$

Ce qui donne un nombre de couches total, n_c, du stratifié

$$n_c = \sum_{\lambda \in \{0°, 90°, +\varphi, -\varphi\}} n_\lambda \qquad \textbf{Eq 2-119}$$

L'épaisseur définitive du stratifié est alors obtenue;

$$e_s = e_c n_c \qquad \textbf{Eq 2-120}$$

Avec la connaissance de e_s les contraintes ou flux d'effort dans les plis, la flèche et l'angle de torsion réels du stratifié peuvent être calculés. Un calcul de ces grandeurs est proposé de façon analytique dans ce qui suit.

2.7.2 Dimensionnement analytique

2.7.2.1 Flux d'effort réel et contraintes dans les plis

Seuls les flux d'effort engendrés par la flexion sont recalculés, ceux engendrés par la torsion restant inchangés. D'après l'Eq 2-32,

$$N_x^f = \pm\, e_s \sigma_n^{max} = \pm \frac{FL}{I_y}\left(\frac{h+e_s}{2}\right) e_s \qquad \textbf{Eq 2-121}$$

avec

$$I_y = \frac{(l+e_s)(h+e_s)^3 - (l-e_s)(h-e_s)^3}{12} \qquad \textbf{Eq 2-122}$$

L'état de contrainte du stratifié est donc connu en reprenant l'Eq 2-49,

$$\begin{bmatrix}\sigma_{0x}\\ \sigma_{0y}\\ \tau_{0xy}\end{bmatrix}_{stratifié} = \frac{1}{e_s}\begin{bmatrix}\mathcal{N}_x^f\\ \mathcal{N}_y^f\\ \mathcal{T}_{xy}^f\end{bmatrix}_{stratifié} \qquad \textbf{Eq 2-123}$$

Avant de reprendre l'expression des contraintes dans les plis de l'Eq 2-62, les modules apparents dans le stratifié sont calculés à partir des proportions réelles,

$$p_r^\lambda = \frac{n_\lambda}{n_c} \qquad \textbf{Eq 2-124}$$

Les modules apparents réels peuvent donc être recalculés par l'Eq 2-55 du stratifié,

$$\frac{1}{e_s} Z_{ij}^r = Rp_{ij}^{0^\circ} * p_r^{0^\circ} + Rp_{ij}^{90^\circ} * p_r^{90^\circ} + Rp_{ij}^{45^\circ} * p_r^{\varphi^\circ} + Rp_{ij}^{-45^\circ} * p_r^{-\varphi^\circ} \qquad \textbf{Eq 2-125}$$

Ce qui permet de déduire les contraintes dans les plis. L'Eq 2-62 devient alors,

$$\begin{bmatrix}\sigma_l\\ \sigma_t\\ \tau_{lt}\end{bmatrix}_{pli\ n°k} = \left[P^\lambda\right]_{pli\ n°k}\begin{bmatrix}Rp_{11}^\lambda & Rp_{12}^\lambda & Rp_{13}^\lambda\\ Rp_{21}^\lambda & Rp_{22}^\lambda & Rp_{23}^\lambda\\ Rp_{31}^\lambda & Rp_{32}^\lambda & Rp_{33}^\lambda\end{bmatrix}_{pli\ n°k} e_s [Z^r]^{-1}\begin{bmatrix}\sigma_{0x}\\ \sigma_{0y}\\ \tau_{0xy}\end{bmatrix}_{stratifié} \qquad \textbf{Eq 2-126}$$

2.7.2.2 Calcul de la flèche réelle

A l'étape de pré-dimensionnement, le critère portant sur la flèche a été calculé dans le cadre de la théorie classique des stratifiés, donc en négligeant les effets de cisaillement. Il est ici proposé de rajouter le terme dû au cisaillement, en commençant par le calcul de J_x.

Calcul de J_x

Calcul de J_x^s

En reprenant la stratification de la Figure 2-9, D_{ij} est exprimé,

$$\begin{aligned} D_{ij} = \frac{1}{3}\Bigg[\Bigg(\Bigg[\left(\frac{h}{2}+\frac{e_s}{2}\right)^3 - \left(\frac{h}{2}+\frac{e_s}{2}-\frac{n^{0^\circ}e_c}{2}\right)^3\Bigg] \\ + \left[\left(\frac{h}{2}-\frac{e_s}{2}+\frac{n^{0^\circ}e_c}{2}\right)^3 - \left(\frac{h}{2}-\frac{e_s}{2}\right)^3\right]\Bigg) R_{ij}^{0^\circ} \\ + \Bigg(\Bigg[\left(\frac{h}{2}+\frac{e_s}{2}-\frac{n^{0^\circ}e_c}{2}\right)^3 - \left(\frac{h}{2}+\frac{e_s}{2}-\frac{n^{0^\circ}e_c}{2}-\frac{n^{90^\circ}e_c}{2}\right)^3\Bigg] \\ + \left[\left(\frac{h}{2}-\frac{e_s}{2}+\frac{n^{0^\circ}e_c}{2}+\frac{n^{90^\circ}e_c}{2}\right)^3 - \left(\frac{h}{2}-\frac{e_s}{2}+\frac{n^{0^\circ}e_c}{2}\right)^3\right]\Bigg) R_{ij}^{90^\circ} \\ + \Bigg(\Bigg[\left(\frac{h}{2}+\frac{n^{\varphi^\circ}e_c}{2}+\frac{n^{-\varphi^\circ}e_c}{2}\right)^3 - \left(\frac{h}{2}+\frac{n^{\varphi^\circ}e_c}{2}\right)^3\Bigg] \\ + \left[\left(\frac{h}{2}-\frac{n^{\varphi^\circ}e_c}{2}\right)^3 - \left(\frac{h}{2}-\frac{n^{\varphi^\circ}e_c}{2}-\frac{n^{-\varphi^\circ}e_c}{2}\right)^3\right]\Bigg) R_{ij}^{-\varphi^\circ} \\ + \Bigg(\Bigg[\left(\frac{h}{2}+\frac{n^{\varphi^\circ}e_c}{2}\right)^3 - \left(\frac{h}{2}\right)^3\Bigg] + \Bigg[\left(\frac{h}{2}\right)^3 - \left(\frac{h}{2}-\frac{n^{\varphi^\circ}e_c}{2}\right)^3\Bigg]\Bigg) R_{ij}^{\varphi^\circ}\Bigg] \end{aligned} \qquad \textbf{Eq 2-127}$$

D_{11}^* peut donc être connue de façon exacte et cela permet de calculer la rigidité J_x^s du stratifié par l'Eq 2-85.

Calcul de J_x^a

J_x^a se calcule simplement de la façon suivante ;

$$J_x^a = J_{x/e}^a * e_s \qquad \textbf{Eq 2-128}$$

La rigidité en flexion de la poutre est donc calculée par superposition des rigidités des âmes et semelles (Eq 2-77) ce qui permet à présent de calculer la flèche réelle.

Calcul de la flèche

Avec la prise en compte du cisaillement, la flèche totale contient deux termes [98];

$$f_z(x) = f_z^b(x) + f_z^s(x) \quad \textbf{Eq 2-129}$$

Où

- $f_z^b(x)$ est le déplacement dû à la flexion ;
- $f_z^s(x)$ est le déplacement dû au cisaillement

Ces deux termes sont calculés séparément.

Calcul de f_z^b

Son expression est donnée dans l'équation Eq 2-71

$$f_z^b(x) = -\frac{F\left(\frac{Lx^2}{2} - \frac{x^3}{6}\right)}{J_x} \quad \textbf{Eq 2-130}$$

Calcul de f_z^s

Le déplacement dû au cisaillement est donné d'après [98] par la formule,

$$f_z^s(x) = \frac{M_y(x)}{A_{33}} + C_5 \quad \textbf{Eq 2-131}$$

Où C_5 est une constante réelle et, A_{33} la rigidité en cisaillement des âmes.

$$A_{33} = \sum_{\lambda \in \{0°, 90°, +\varphi, -\varphi\}} Rp_{33}^{\lambda} * S^{\lambda} \quad \textbf{Eq 2-132}$$

Avec $S^{\lambda} = 2hn_{\lambda}e_c$, l'aire des âmes.

Conditions limites

$$f_z^s(0) = 0 \quad \textbf{Eq 2-133}$$

$$\Longrightarrow C_5 = -\frac{FL}{A_{33}} \quad \textbf{Eq 2-134}$$

D'où,

$$f_z^s(x) = -\frac{Fx}{A_{33}} \quad \textbf{Eq 2-135}$$

Les deux composantes de la flèche ont été calculées. La flèche, f_z^{max} à l'extrémité libre de la poutre est donc déduite de ces expressions,

$$f_z^{max} = |f_z(L)| = |f_z^b(L) + f_z^s(L)| \quad \textbf{Eq 2-136}$$

En définitive,

$$f_z^{max} = \frac{FL^3}{3J_x} + \frac{FL}{A_{33}} \quad \textbf{Eq 2-137}$$

2.7.2.3 Calcul de l'angle de torsion

En reprenant l'Eq 2-98,

$$\vartheta_x = \frac{M_t(l+h)}{2e_s(lh)^2\text{K}} \quad \textbf{Eq 2-138}$$

Soit à l'extrémité de la poutre de longueur L,

$$\theta_x^{max} = \frac{M_t(l+h)L}{2e_s(lh)^2\text{K}} \quad \textbf{Eq 2-139}$$

Où K, le module de cisaillement est pris comme,

$$\text{K} = \frac{1}{e_s} Z_{33}^r \quad \textbf{Eq 2-140}$$

Les performances de la poutre stratifiée ont été calculées analytiquement.

2.8 Modèle numérique

Un modèle numérique par éléments finis a été développé en parallèle des développements analytiques présentés afin d'avoir plus de degrés de liberté dans la composition de la poutre stratifiée en terme d'évolution. La mise en données du modèle numérique est faite à partir des données du pré-dimensionnement ou du dimensionnement analytique.

2.8.1 Présentation du modèle

Le modèle numérique a été réalisé avec le logiciel Abaqus® 6.10 en standard explicite (Figure 2-12). La poutre est modélisée en type coque 3D déformable. Une section coque composite est créée à partir de la bibliothèque du logiciel. Un repère local sur chaque face (semelles et âmes) de la poutre permet l'orientation des plis. Un matériau de type « lamina » est affecté à chaque pli. Pour faire la comparaison des résultats avec le dimensionnement analytique, un point de référence a été créé à l'extrémité de la poutre, sur le barycentre de la section transversale, avec un couplage cinématique en translation et rotation de la section. Les chargements sont appliqués en ce point et les résultats des déplacements (flèche et angle de

torsion) y sont extraits pour la comparaison. La poutre est maillée avec des éléments de type quadrilatère (S4) de taille 10.

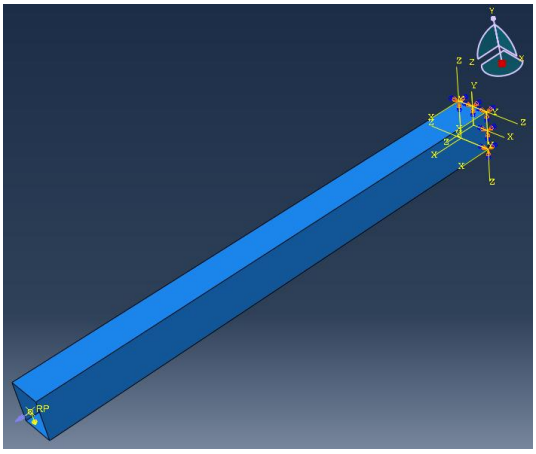


Figure 2-12: Vues du modèle numérique (Abaqus®)

2.8.2 Validation du modèle numérique

La validation du modèle numérique a été faite en comparant ses résultats avec ceux de la solution analytique. Pour permettre la comparaison, les propriétés des matériaux du pli élémentaire du Tableau 2.3 ont été utilisées. La comparaison est faite sur les résultats en déplacements ; flèche et angle de torsion maximales. Les déplacements du modèle numérique sont regroupés sous les colonnes MEF et ceux du modèle analytique sous les colonnes ANA.

E_l (MPa)	E_t (MPa)	v_{lt}	G_{lt} (MPa)
36440,00	6844,28	0,21	2970,68

Tableau 2.3: Propriétés matériaux pour la mise en données

Trois cas de charges ont été utilisés pour la validation : un cas de flexion simple, un cas de torsion pure et un cas de chargement combiné. Pour les deux premiers cas de chargement, trois choix de proportions ont été testés :

1. Tous les plis à 0°, p^{0°=1
2. Tous les plis à 90°, p^{90°=1
3. Stratifié équilibré, $p^{45^\circ} = p^{-45^\circ}$= 0,50

Pour le cas de chargement combiné, des proportions égales ont été prises dans chaque direction ; $p^{\lambda} = 0{,}25$.

Les calculs sont faits dans un intervalle d'épaisseur de [2,16] mm. Plusieurs valeurs de chargement sont également prises dans chaque configuration. Les tableaux suivants présentent les résultats des deux modèles et l'écart relatif entre les valeurs des déplacements.

Comparaison en flexion simple

Proportions p0°=1		Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)	Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)	Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)	Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)
F (N)	Demi-Epaisseurs (mm)	1	2	4	8
400		*6,03518 6,0313* 0,06%	3,0172 3,0148 0,08%	1,50843 1,5058 0,17%	0,754173 0,7498 0,58%
800		*12,0704 12,0625* 0,07%	6,0345 6,0297 0,08%	3,01667 3,0117 0,16%	1,50835 1,4996 0,58%
1200		*18,1055 18,0938* 0,06%	9,0517 9,0445 0,08%	4,5253 4,5175 0,17%	2,26252 2,2493 0,58%
2400		*36,2111 36,1875* 0,07%			
4800		*72,4221 72,3750* 0,07%			

Tableau 2.4: Comparaison des résultats dans le cas de la flexion simple, $\boldsymbol{p^{0^\circ}}$=1

Proportions p90°=1		Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)	Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)	Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)	Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)
F (N)	Demi-Epaisseurs (mm)	1	2	4	8
400		*30,1268 30,1039* 0,08%	*15,0600 15,0478* 0,08%	*7,52587 7,5155* 0,14%	3,76045 3,7411 0,51%
800		*60,2536 60,2078* 0,08%	*30,1199 30,0955* 0,08%	*15,0517 15,031* 0,14%	7,52091 7,4822 0,51%
1200		*90,3804 90,3118* 0,08%			
2400		*180,761 180,6235* 0,08%			
4800		*361,522 361,2470* 0,08%			

Tableau 2.5: Comparaison des résultats dans le cas de la flexion simple, $\boldsymbol{p^{90^\circ}}$=1

Proportions p45°=p-45°=0,5		Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)	Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)	Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)	Flèche (mm) MEF ANA Ecart rel. (%)
F (N)	Demi-Epaisseurs (mm)	1	2	4	8
400		*21,3302 21,5919* -1,23%	*10,6630 10,7929* -1,22%	*5,32923 5,3904* -1,15%	2,66346 2,6832 -0,74%
800		*42,6604 43,1838* -1,23%	*21,3260 21,5858* -1,22%	*10,6585 10,7808* -1,15%	5,32695 5,3664 -0,74%
1200		*63,9906 64,7757* -1,23%			
2400		*127,981 129,5513* -1,23%			
4800		*255,962 259,1027* -1,23%			

Tableau 2.6: Comparaison des résultats dans le cas de la flexion simple, $\boldsymbol{p^{45^\circ} = p^{-45^\circ}}$= 0,5

Au vu des résultats très proches des deux modèles, dont les écarts sont inférieurs à 1,23 %, le modèle peut être validé en flexion simple dans la gamme d'épaisseur et de chargement.

Comparaison en torsion pure

Proportions p0°=1 F=0 N		Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)	Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)	Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)	Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)
Mt (Nmm)	**Demi-Epaisseurs (mm)**	**1**	**2**	**4**	**8**
400000		*0,11352 0,11361* -0,08%	*0,05676 0,05681* -0,09%	*0,02838 0,02840* -0,10%	0,01418 0,01420 -0,12%
800000		*0,22703 0,22722* -0,08%	*0,11351 0,11361* -0,09%	*0,05675 0,05681* -0,09%	0,02837 0,02840 -0,12%
1200000		*0,34055 0,34083* -0,08%			

Tableau 2.7: Comparaison des résultats dans le cas de la torsion, $\boldsymbol{p^{0^\circ}}$=1

Proportions p90°=1 F=0 N		Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)	Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)	Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)	Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)
Mt (Nmm)	**Demi-Epaisseurs (mm)**	**1**	**2**	**4**	**8**
400000		*0,11359 0,11361* -0,02%	*0,05679 0,05681* -0,02%	*0,02840 0,02840* -0,03%	0,01420 0,01420 -0,03%
800000		*0,22718 0,22722* -0,02%	*0,11359 0,11361* -0,02%	*0,05679 0,05681* -0,02%	0,02839 0,02840 -0,03%
1200000		*0,340763 0,340831* -0,02%			

Tableau 2.8: Comparaison des résultats dans le cas de la torsion, $\boldsymbol{p^{90^\circ}}$=1

Proportions p45°=p-45°=0,5 F=0 N		Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)	Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)	Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)	Angle de torsion (rd) MEF ANA Ecart rel. (%)
Mt (Nmm)	**Demi-Epaisseurs (mm)**	**1**	**2**	**4**	**8**
400000		*0,03313 0,03313* -0,01%	*0,01656 0,01657* -0,01%	*0,00828 0,00828* -0,01%	0,00414 0,00414 0,00%
800000		*0,06626 0,06626* -0,01%	*0,03313 0,03313* -0,01%	*0,01656 0,01657* -0,01%	0,00828 0,00828 -0,01%
1200000		*0,09939 0,09939* -0,01%			

Tableau 2.9: Comparaison des résultats dans le cas de la torsion, $\boldsymbol{p^{45^\circ} = p^{-45^\circ}}$= 0,5

Le modèle numérique peut aussi être validé dans la gamme d'épaisseur en torsion pure ; les résultats convergent vers la même solution.

Comparaison dans le cas d'un chargement combiné

Dans ce cas de chargement combiné, l'ordre d'empilement affecté au modèle numérique est le même que celui du modèle analytique ; $\{0°/90°/+45°/-45°\}_s$. Le Tableau 2.10 montre un très bon accord entre les deux solutions.

Proportions p0°=P90°=p45°=p-45°=0,25			Flèche (mm)		Angle de torsion (rd)		Flèche (mm)		Angle de torsion (rd)		Flèche (mm)		Angle de torsion (rd)	
			MEF	ANA Ecart rel. (%)	MEF	ANA Ecart rel. (%)	MEF	ANA Ecart rel. (%)	MEF	ANA Ecart rel. (%)	MEF	ANA Ecart rel. (%)	MEF	ANA Ecart rel. (%)
F (N)	Mt (Nmm)	Demi-Epaisseurs (mm)	1				2				8			
400	*400000*		*12,2729*	*12,2739* -0,01%	*0,05129*	*0,05130* -0,02%	*6,13511*	*6,1344* 0,01%	*0,02565*	*0,02565* -0,02%	*1,53305*	*1,521* 0,79%	*0,00641*	*0,00641* -0,04%
800	*800000*		*24,5459*	*24,5477* -0,01%	*0,10258*	*0,10260* -0,02%	*12,2702*	*12,2688* 0,01%	*0,05129*	*0,05130* -0,02%	*3,0661*	*3,0419* 0,79%	*0,01282*	*0,01283* -0,03%
1200	*1200000*		*36,8188*	*36,8216* -0,01%	*0,15388*	*0,15391* -0,02%								
2400	*2400000*		*73,6377*	*73,6432* -0,01%	*0,30775*	*0,30781* -0,02%								
4800	*4800000*		*147,275*	*147,2865* -0,01%	*0,61550*	*0,61562* -0,02%								

Tableau 2.10: Comparaison des résultats dans le cas d'un chargement combiné, $\boldsymbol{p^{\lambda}} = 0{,}25$

.

Le fait que les deux modèles convergent vers la même solution prouve d'une part que le modèle numérique peut être validé et d'autre part que la méthode de calcul des déplacements est viable, notamment pour le calcul de l'angle de torsion où une approche très simple, analogue aux poutres homogènes à parois minces a été proposée et utilisée dans l'approche analytique.

Influence de l'ordre d'empilement

Comme précisé lors du dimensionnement, le modèle analytique se limite à une séquence d'empilement des plis de $\{0°/90°/+\varphi°/-\varphi°\}_s$. L'influence de l'ordre d'empilement sur la rigidité de la pièce dans le cas de charges peut-être analysée grâce au modèle par éléments finis.

Influence de l'ordre d'empilement des plis										
Dimensionnement au CDC							**Flèche (mm)**		**Angle de torsion (rd)**	
							MEF	**ANA**	**MEF**	**ANA**
F (N)	**Mt(Nmm)**	**p-45°**	**p45°**	**p0°**	**p90°**	**e(mm)**	**Ecart rel. (%)**		**Ecart rel. (%)**	
400	400000	0,4	0,4	0,2	0	5	**5,42624**	**5,45601**	0,0154377	0,01544
							-0,55%		-0,01%	
		p-45°	**p0°**	**p45°**	**p90°**	**e(mm)**				
		0,4	0,2	0,4	0	5	**5,42606**	**5,45601**	0,0154377	0,01544
							-0,55%		-0,01%	
		p45°	**p0°**	**p-45°**	**p90°**	**e(mm)**				
		0,4	0,2	0,4	0	5	**5,42606**	**5,45601**	0,0154377	0,01544
							-0,55%		-0,01%	

Tableau 2.11: Influence de l'ordre d'empilement des plis

Il est constaté que l'influence de l'ordre d'empilement est négligeable sur la rigidité de la poutre. Bien sûr cette conclusion est formulée ici pour une section transversale de taille 100*80 dans une gamme d'épaisseurs faibles. Bien qu'il puisse être considéré que l'ordre d'empilement n'a pas d'effet sur les résultats des calculs, dans la pratique, à l'étape de fabrication, un drapage, dit « bien battu », est souhaitable.

2.8.3 Cahiers des charges de fabrication de la poutre.

Grâce à la démarche de dimensionnement développée dans l'étude du cas de charges de la poutre, une proposition de cahiers des charges de fabrication de la pièce peut être faite. Pour cela, il faut d'une part, les propriétés du pli élémentaire et d'autre part, un choix de proportions des plis dans les orientations λ.

A ce stade, les propriétés mécaniques du pli élémentaire n'étant pas connues par l'expérience, les formules d'homogénéisation de la section 0 sont exploitées afin de les estimer. Les propriétés des constituants utilisées dans le Tableau 2.12 pour les fibres et matrice sont issues de la bibliographie.

Constituants					
Fibre	E_f **(GPa)**	v_f	σ_f^r**(MPa)**		
Lin	55	0,15	1000		
Matrice	E_m **(GPa)**	v_m	σ_m^r**(MPa)**		
Epoxy	3,2	0,3	50		
Composite	E_l **(GPa)**	E_t **(GPa)**	v_{lt}	G_{lt} **(GPa)**	
V_f=40%	23,92	6,45	0,24	2,62	
	σ_l^{rt}**(MPa)**	σ_l^{rc}**(MPa)**	σ_t^{rt}**(MPa)**	σ_t^{rc}**(MPa)**	τ_{lt}^r**(MPa)**
	435,91	163,09	46,08	92,15	33,33

Tableau 2.12: Modélisation du comportement du pli élémentaire

L'épaisseur de la couche élémentaire a été fixée à 0,37 mm. Avec ces propriétés du pli élémentaire, deux cahiers des charges de fabrication sont proposés ci-dessous (les performances attendues sont incluses dans les tableaux). L'un correspond à la solution dans un cas d'orientations courantes et l'autre dans le cas d'orientations non-courantes.

Orientations courantes

Cahier des charges de fabrication							
Conception du stratifié							
	Longueur utile	L=	1000	**mm**			
	Epaisseur	e_s=	**4,46**	**mm**			
	Nombres de couches	n_c=	12				
		à 0°	4				
		à 90°	0				
		à +/-45°	4				
	Stratification : alterner successivement les couches						
	Taux de fibre min.	V_f=	40	%			
Section (rectangulaire)		h=	100	**mm**			
		l=	80	**mm**			
Flux d'effort							
	Normaux	Nx=	183,93	**N/mm**		Points supérieurs	
		Nx=	-183,93	**N/mm**		Points inférieurs	
	Tangentiel	Txz=	129,40	**N/mm**			
Contraintes max. dans les plis						*Contraintes admissibles*	
	Normales	selon l	81,40	**MPa**	<	434,91	**MPa**
		selon t	19,86	**MPa**	<	46,08	**MPa**
	Tangentielle		13,86	**MPa**	<	33,33	**MPa**
Déplacements attendus						*Déplacements admissibles*	
		Flèche max.=	**4,004**	**mm**	<	5	**mm**
		Angle de torsion max.=	**1,317**	**°**	<	1,5	**°**

Tableau 2.13: Cahier des charges de fabrication, couches à 0° et ± 45°

Orientations non-courantes

Cahier des charges de fabrication							
Conception du stratifié							
	Longueur utile	L=	1000	**mm**			
	Epaisseur	e_s=	**4,46**	**mm**			
	Nombres de couches	n_c=	12				
		à 0°	0				
		à 90°	0				
		à +/-31°	6				
	Stratification : alterner successivement les couches						
	Taux de fibre min.	V_f=	40	%			
Section (rectangulaire)		h=	100	**mm**			
		l=	80	**mm**			
Flux d'effort							
	Normaux	Nx=	183,93	**N/mm**		Points supérieurs	
		Nx=	-183,93	**N/mm**		Points inférieurs	
	Tangentiel	Txz=	129,40	**N/mm**			
Contraintes max. dans les plis						*Contraintes admissibles*	
	Normales	selon l	91,17	**MPa**	<	434,91	**MPa**
		selon t	17,48	**MPa**	<	46,08	**MPa**
	Tangentielle		17,76	**MPa**	<	33,33	**MPa**
Déplacements attendus						*Déplacements admissibles*	
		Flèche max.=	**4,086**	**mm**	<	5	**mm**
		Angle de torsion max.=	**1,210**	**°**	<	1,5	**°**

Tableau 2.14: Cahier des charges de fabrication, couches à ± 31°

Les deux cahiers des charges de fabrication précédents correspondent à deux choix de conception du stratifié. Dans le premier cahier des charges, les plis sont orientés à 0° et à ± 45°, alors que dans le deuxième, les plis sont orientés à ± 31°. Ces deux choix de proportions donnent deux stratifiés de performances comparables pour une même épaisseur totale du stratifié. Ceci soulève toute la complexité d'un choix optimum d'orientations et des proportions associées dans la conception d'un stratifié et de la multiplicité éventuelle des solutions.

Maintenant que les besoins des cahiers de charges de fabrication de la pièce ont été identifiés, ils serviront de base à la sélection de procédés de fabrication.

2.9 Choix de procédés de fabrication

L'étude de la partie précédente a abouti à un cahier des charges de fabrication de la pièce composite. En plus de la géométrie de type poutre creuse à section fermée, le cahier des charges fait apparaitre le besoin d'avoir une certaine orientation du renfort dans le stratifié. Idéalement le procédé doit permettre des orientations à 0° pour prendre les efforts dus à la flexion et des orientations à ±45° pour prendre le cisaillement dû à la torsion et ainsi réduire les contraintes dans les plis. Cependant, il a été vu qu'un compromis avec des orientations à ±31° peut être envisagé.

D'un point de vu industriel, la société MAQUET souhaite un procédé compatible avec une cadence de moyenne série (12 km de poutre par an) permettant une certaine maitrise de la reproductibilité et de la qualité des pièces fabriquées.

C'est avec les éléments précédents que le choix de procédé est effectué. La section suivante présente quelques familles de procédés pouvant répondre à l'application.

2.9.1 La fabrication de profilés creux en composite

Il ne s'agit pas ici de faire un recensement détaillé de l'ensemble des familles de procédés de fabrication des pièces composites mais de couvrir certains procédés clé dans la fabrication de pièces composites creuses : la pultrusion, l'enroulement filamentaire et le moulage à la vessie.

Le procédé de pultrusion est un procédé de fabrication de profilés composites en continue. Une grande gamme de sections est compatible avec cette technologie ; sections ouvertes, fermées, profilés spéciaux…. Lorsqu'il est employé avec des thermoplastiques (Figure 2-13), le procédé consiste à tirer, un renfort à base de comélé depuis un cantre vers une unité de chauffage pour amener le thermoplastique à son point de fusion. Le renfort ainsi imprégné est ensuite guidé vers une filière chaude pour mouler la matière dans la forme de la section souhaitée. Il s'ensuit alors une étape de refroidissement de la matière, après quoi, la poutre est découpée selon la longueur souhaitée. Ce procédé permet de grandes cadences avec une fabrication des profilés en continue. La pultrusion avec des renforts comélés de lin/PP a déjà été réalisée par Angelov et al.[106] avec succès.

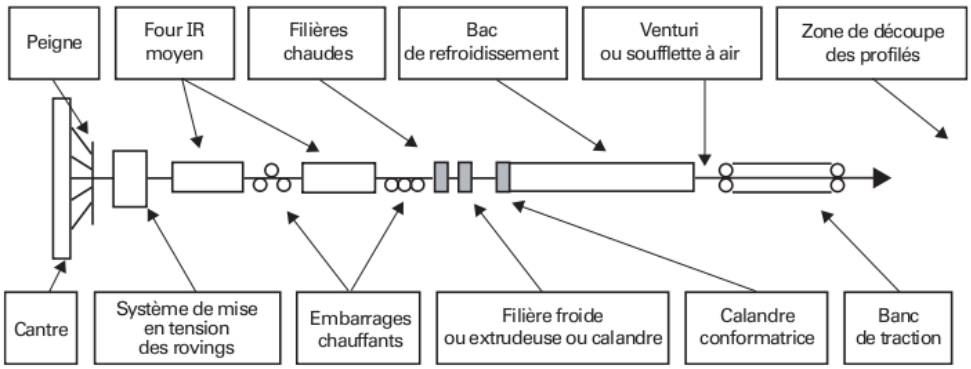


Figure 2-13: Schéma de la pultrusion des thermoplastiques [107].

La pultrusion peut aussi être employée avec des thermodurcissables (Figure 2-14). Dans ce cas, l'unité de chauffage est remplacée par un bac d'imprégnation et la filière de refroidissement est remplacée par une filière chauffée pour la réticulation de la résine. La pultrusion avec des résines thermodurcissable a été utilisée avec des torons de chanvre/coton par Xi et al [108]. Bien que le procédé de pultrusion puisse convenir pour la réalisation des sections transversales souhaitées dans cette étude, ce procédé se limite à une orientation du renfort dans le sens longitudinal, 0°, et ceci n'est pas souhaitable étant donné le cahier des charges de la pièce ici considérée.

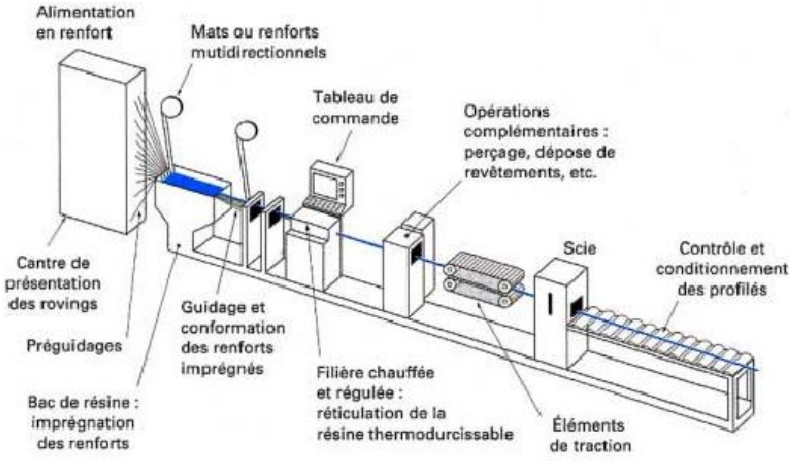


Figure 2-14: Schéma de la pultrusion des thermodurcissable [109].

Un autre procédé largement répandu dans la fabrication de tubes composites est l'enroulement filamentaire. C'est un procédé qui est aujourd'hui entièrement automatisé. Le principe général consiste à venir déposer un réseau de mèches imprégnées de résines thermodurcissables sur un mandrin suivant une orientation donnée. Ce procédé permet la réalisation de stratifié avec des taux de fibres très élevés, jusqu'à 60-75% [110] et une grande possibilité d'orientation du renfort (entre ± 26° à quasiment 90°) dans un cas général. L'angle 0° ne peut pas être atteint avec ce procédé de façon automatique. Lorsque des couches à 0°

sont nécessaires, elles sont alors intercalées par un drapage manuel d'UD entre les passages d'enroulement. Selon la cinématique entre le système de dépose du renfort et le mandrin, l'enroulement peut être dit circonférentiel (quasi 90°), hélicoïdal ou polaire. L'enroulement hélicoïdal est particulièrement intéressant par rapport au cahier des charges de fabrication. Il consiste à venir incliner l'orientation du renfort par rapport à l'axe du mandrin lors de la dépose. Lorsqu'il est employé avec une résine thermodurcissable, l'enroulement est dit « enroulement prépreg » si le renfort est de type pré-imprégné ou dit « enroulement par voie humide » lorsqu'un renfort sec est imprégné par passage dans un bac d'imprégnation. Cette dernière technique d'enroulement a déjà été réalisée avec des renforts à base de lin [111].

Le dernier procédé ici présenté appartient à la famille des procédés de consolidation par compression, le procédé de moulage à la vessie. Ce procédé a rendu possible la fabrication de pièces composites creuses à géométrie complexe. Le principe consiste à mettre en forme un renfort pré-imprégné ou comélé sur une vessie (généralement en silicone) sous pression ayant la forme intérieure de la pièce à réaliser. L'ensemble est ensuite fermé dans un contre-moule ayant la forme extérieure de la pièce. La mise sous pression de la vessie et l'application d'un cycle de température permettent alors de consolider la pièce composite. Ce procédé a l'avantage d'offrir la maitrise du taux de compaction des plis et de permettre une large gamme d'orientations du renfort.

Dans le cadre de cette thèse, le procédé d'enroulement filamentaire par voie humide a été sélectionné pour la réalisation de prototypes de la pièce à fabriquer. Un autre procédé de consolidation par compression, voisin du procédé de moulage à la vessie, a été développé à échelle réduite au sein du laboratoire. Ces deux procédés sont présentés en détails dans ce qui suit.

2.9.2 Le procédé d'enroulement filamentaire par voie humide

Le procédé d'enroulement filamentaire par voie humide est une technique de fabrication de pièces composites creuses à base de résines thermodurcissables. L'apparition de ce procédé remonte au milieu du 20ème siècle et au fil des années, le procédé s'est progressivement automatisé jusqu'à atteindre des cadences de 500kg de composite par heure [107]. L'enroulement filamentaire est largement répandu pour la fabrication de réservoirs, de bouteilles de gaz et de tubes. La gamme des dimensions des sections est très grande, pouvant aller de quelques dizaines de millimètres à plusieurs mètres.

Principe

Le procédé fonctionne par l'enchainement de plusieurs étapes en série, Figure 2-15 . Les principaux éléments de la chaine sont le cantre, le dispositif de mise sous tension, les œillets de guidage, le bac d'imprégnation, la tête de dépose et le mandrin.

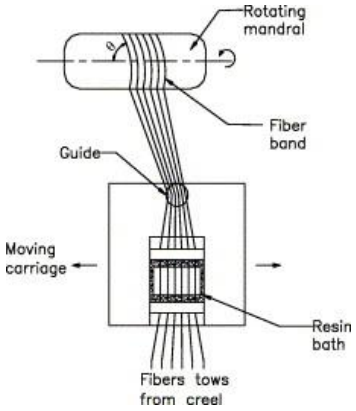


Figure 2-15: Schéma des étapes de l'enroulement [112]

Le renfort à utiliser est monté sur un cantre sous forme de bobines. La multiplication des bobines sur le cantre permet de faire un enroulement avec une nappe de renfort plus ou moins large. Un dispositif de freinage peut être monté sur le cantre lui-même, afin de tendre le renfort lors du dévidement des bobines ou alors un système d'embarrages peut être disposé en aval du cantre pour conférer au renfort la tension nécessaire à l'enroulement. En sortie de ce système, chaque réseau de renfort est guidé par des œillets ou des peignes vers le bac d'imprégnation ; l'imprégnation dans le bac se fait au contact de galets d'imprégnation. Le renfort imprégné est ensuite guidé vers la tête de dépose. La tête de dépose dispose de plusieurs degrés de liberté en déplacement, et oriente dans son mouvement relatif par rapport au mandrin, le renfort sur celui-ci. Le mandrin possède la géométrie de la pièce creuse à réaliser et est en rotation durant toute la phase d'enroulement. Le pilotage du déplacement de la tête de dépose et de la vitesse de rotation du mandrin est effectué par une commande numérique. Lorsque le nombre de strates à réaliser sur le mandrin est terminé, celui-ci est transféré dans une étuve pour la cuisson de la résine.

Les paramètres clé de ce procédé sont la tension d'enroulement, les séquences d'empilement (l'ordre des différentes orientations des couches) et le temps d'enroulement. En particulier, la tension d'enroulement a une grande influence sur les qualités physiques et mécaniques de la pièce [110, 113]. L'ordre de grandeur de la tension d'enroulement est typiquement compris entre 15 et 25 N. Le temps d'enroulement, lui, est lié à la vitesse de

rotation du mandrin ou à la vitesse linéaire du renfort. Ces paramètres de procédé font donc apparaitre des critères de compatibilité du renfort avec le procédé : résistance à la tension d'enroulement en régime de vitesse variable, que ce soit avant ou après le passage dans le bac d'imprégnation.

Bien que le procédé d'enroulement ait fait ses preuves avec l'emploi de fibres synthétiques telles que le verre ou le carbone pour la fabrication de pièces composites, son utilisation avec les fibres naturelles reste à confirmer. Le caractère discontinu des fibres naturelles fait qu'il y a là un vrai enjeu. Lehtiniemi et al. [111] ont déjà réalisé des tubes circulaires par enroulement filamentaire à base de fibres de lin et d'époxy (bio-sourcé) en laboratoire, l'architecture du renfort en entrée de cette étude étant une mèche de lin torsadée. Bien que la géométrie ait été globalement obtenue, la caractérisation des propriétés du composite a montré de faibles performances : une résistance de 153 MPa et un module de 2 GPa pour un taux de fibre de 47 %. Lehtiniemi et al. expliquent ces faibles propriétés mécaniques par une adhésion fibre-matrice de mauvaise qualité et par la présence de zones sèches dues à l'architecture du renfort et aussi par la présence de porosités.

Aucune étude n'a fait état de la possibilité de l'enroulement filamentaire avec des mèches plates unidirectionnelles de lin (architecture du renfort sélectionné dans cette thèse et présentée dans le chapitre 3) et des performances de ces composites pour prétendre à une application structurale. Le comportement en traction de cette architecture de mèche, l'influence des conditions de procédé tel que le passage dans le bac d'imprégnation sur ses propriétés mécaniques sont encore peu connus. Ces aspects seront abordés dans le chapitre 3.

Le procédé d'enroulement filamentaire n'a pas été développé au sein du laboratoire. Les pièces ont été commandées à un prestataire de l'industrie. L'analyse de la qualité des pièces et leurs performances mécaniques seront traitées dans le chapitre 4.

2.9.3 Le procédé de moulage par compaction interne

Dans le principe, ce procédé est similaire aux procédés de consolidation par compression mais appliqué à des géométries creuses. C'est aussi un procédé voisin du procédé de moulage à la vessie puisque la différence porte sur l'emploi d'une membrane à la place d'une vessie. Le procédé de moulage par compaction interne consiste dans une première étape à mettre en forme le renfort sur une membrane en silicone dont la forme de base est celle de la géométrie de la pièce à fabriquer. Puis un contre-moule aux dimensions extérieures de la géométrie souhaitée est fermé sur l'ensemble. Ce montage est ensuite monté en

température et l'application d'une pression dans la membrane permet de compacter le renfort à l'épaisseur souhaitée sur le contre-moule et consolider la pièce.

Ce procédé détaillé dans la suite a été spécialement conçu au sein du laboratoire à une échelle de longueur réduite (450 mm) pour la géométrie de la section circulaire creuse.

Principe

Le schéma de principe du procédé est donné sur la Figure 2-16. L'idée consiste à créer une chambre sous pression à l'intérieur de la membrane silicone, Figure 2-17a. La déformation de cette dernière sous la pression exercée est ce qui permet la compaction du renfort sur le contre-moule.

a

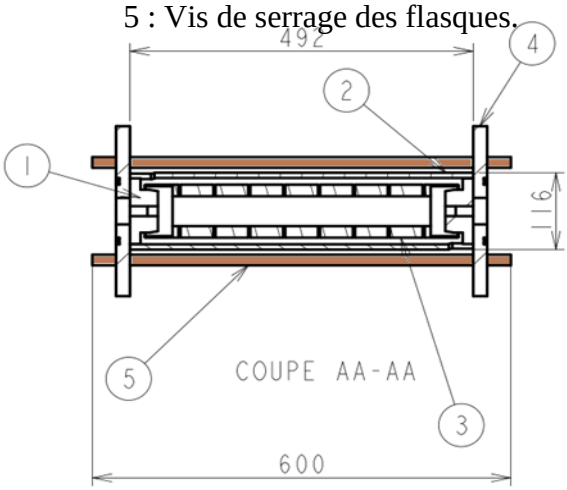
1 : Chapeau.

2 :Contre-moule.

3 : Mandrin.

4 : Flasque.

5 : Vis de serrage des flasques.



b

Figure 2-16: Ensemble du montage de moulage à la vessie a) vue en coupe b) montage réel

Pour la réalisation de cette chambre sous pression, la première étape consiste à emmancher la membrane silicone (Figure 2-17a-c) sur un mandrin creux et percé sur sa circonférence (Figure 2-18). Puis, une fois l'emmanchement réalisé, deux colliers viennent serrer la membrane sur le mandrin à chaque extrémité Figure 2-17 d. Le serrage des colliers permet de garantir l'étanchéité entre la surface extérieure du mandrin et la face intérieure de la membrane. Deux chapeaux sont ensuite assemblés à chaque extrémité du mandrin Figure 2-19. Un mastic est utilisé pour garantir l'étanchéité au niveau des faces de contact entre les

chapeaux et le mandrin. Le premier chapeau est fermé avec un bouchon et le deuxième raccordé au réseau d'air comprimé. Une chambre sous pression est ainsi obtenue. En effet, l'arrivé d'air comprimé à l'intérieure du mandrin est transféré vers la membrane par les trous prévus à cet effet. Le mandrin a aussi pour fonction de maintenir la membrane en place en l'absence de pression afin de permettre la mise en forme du renfort sur la membrane.

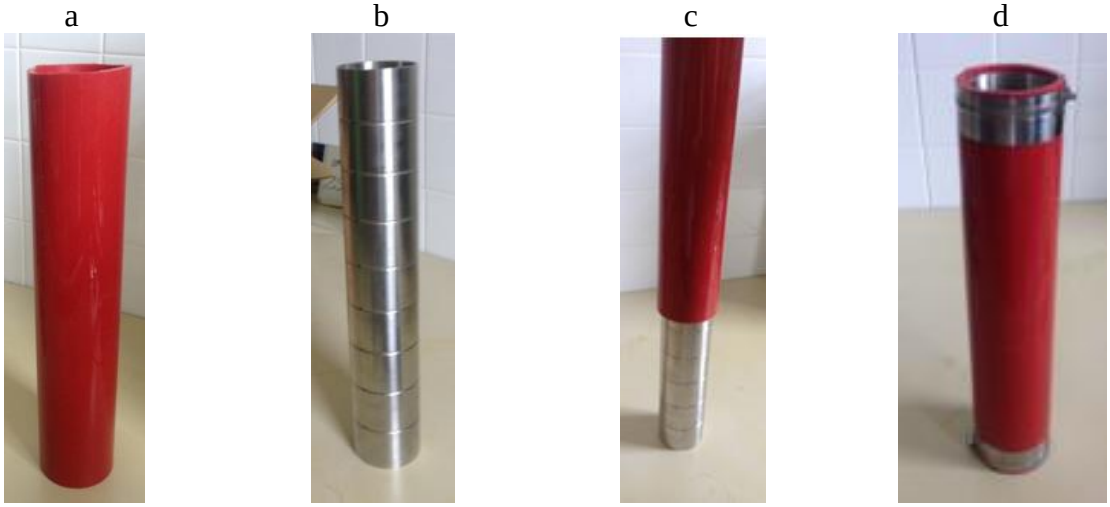


Figure 2-17: Assemblage de la membrane sur mandrin

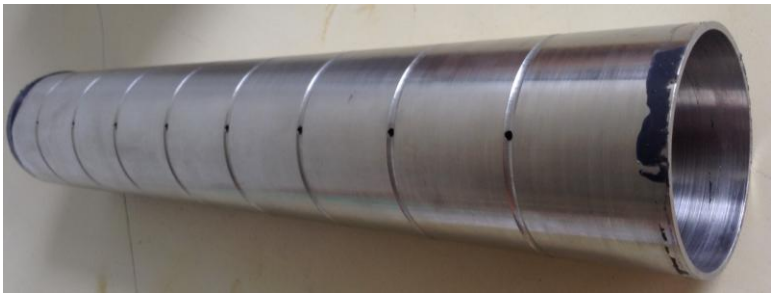


Figure 2-18: Mandrin

Figure 2-19: Mise en place des chapeaux

Plusieurs types de renforts et de moyens de mise en forme peuvent être compatibles avec ce dispositif. Le drapage de tissu unidirectionnel, bidirectionnel, ou NCF (Figure 2-20). Les renforts pouvant être à base de comélés thermoplastique ou de pré-imprégnés thermodurcissable. L'emmanchement de gaines tressées (Figure 2-21) à base de comélés peut aussi être considéré. De plus, du fait que le mandrin soit creux, il peut aussi être envisagé que l'ensemble {membrane silicone, mandrin} puisse être emmanché sur un mandrin d'enroulement filamentaire pour l'enroulement d'un renfort sec à base de comélé sur la membrane avant d'être désemmanché pour le montage des chapeaux.

Ainsi, la mise en forme peut faire appel à plusieurs technologies et permettre la possibilité de plusieurs orientations avec une maitrise et une cadence plus ou moins importante.

Figure 2-20: Mise en forme du renfort sur la membrane

Figure 2-21: Tressage d'une gaine [114].

Une fois la mise en forme d'un renfort sur la membrane effectuée, le contre-moule est emmanché sur l'extérieur de l'ensemble. Le contre-moule est un tube creux, entaillé sur la longueur (Figure 2-22). Des colliers sont ensuite disposés sur la longueur du contre-moule pour le fermer. Deux flasques sont montés au contact de chaque chapeau et serrées au moyen de vis afin de bloquer le degré de liberté en translation des chapeaux suivant l'axe de la pièce

lors de la mise sous pression du montage. Cette dernière opération achève le montage du dispositif.

a b

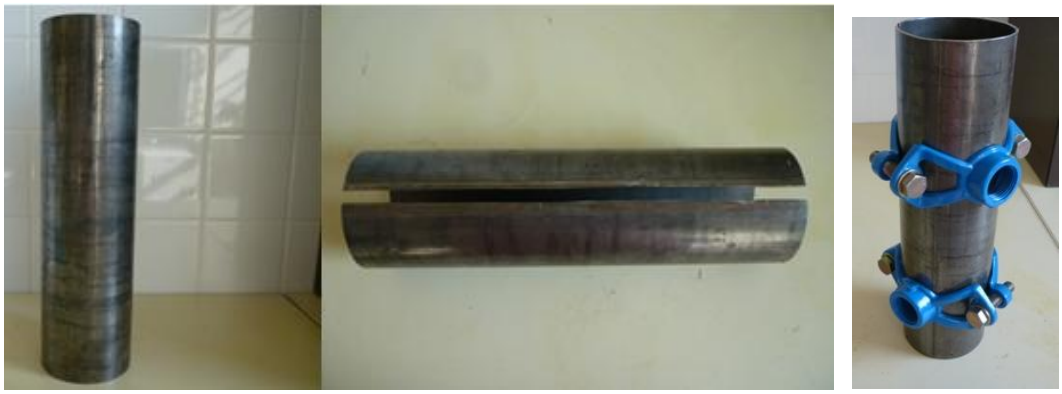


Figure 2-22: Contre moule

L'ensemble du montage est alors placé dans une étuve et raccordé au réseau d'air comprimé. Un cycle de température est appliqué au montage pour permettre la consolidation de la pièce, la pression étant maintenue durant tout le cycle de température. La limite en température de la membrane en silicone est de 200°C. Elle a été moulée aux dimensions souhaitées à l'intérieure de deux tubes Figure 2-23. La référence de la silicone utilisée est l'ELASTOSIL-M4642.

Figure 2-23: Moulage de la membrane en silicone

Les paramètres du procédé sont la pression de compaction exercée et le cycle de température de l'étuve. La qualité des pièces qu'il est possible de réaliser par ce procédé sera étudiée dans le chapitre 4.

2.10 Conclusion et perspectives

Au cours de ce chapitre, une méthode de conception et de dimensionnement d'une poutre composite à partir d'un stratifié symétrique et équilibré a été développée sous forme analytique pour le cas de charge.

La chaine de calcul permet d'effectuer en amont du pré-dimensionnement, un choix de conception optimum (proportions ou orientations des plis) à partir de règles tenant compte des trois critères de performances établis. Il a été montré que la linéarisation des moments d'inertie et des rigidités pouvait permettre d'exprimer les critères en déplacements en fonction des données d'entrée du problème. Cette linéarisation permet aussi d'associer une épaisseur minimum à chaque critère et de ce fait, la chaine de calcul cible l'épaisseur optimale du stratifié en une seule itération. Il en résulte une approche au dimensionnement très simple qui nécessite en entrée les propriétés mécaniques du pli élémentaire et un choix parmi les règles de conception.

Le pré-dimensionnement analytique permet aussi d'avoir une base pour la mise en donnée d'un modèle numérique. Les approches analytiques et numériques, du calcul des performances de la pièce convergent vers la même solution, notamment pour le calcul de l'angle de torsion où la formule de Bredt de la théorie des poutres homogènes à parois minces a été employée.

La démarche générale montrée dans la chaine de calcul peut être adaptée à d'autres conditions limites et cas de chargement typiques des poutres : appuis simples, encastrée-encastrée….

Une approche analytique aux calculs présente des avantages. Elle permet de rendre compte de l'influence des différents paramètres intervenants dans le calcul de la pièce. Les équations peuvent aussi être codées dans un programme et permettre l'obtention d'un résultat quasi-instantané en faisant varier ces paramètres. L'expression analytique des équations est aussi d'une grande aide dans une démarche de validation expérimentale (abordée au chapitre 4) car cela permet de pouvoir remonter aux propriétés du matériau à partir de divers essais. Par exemple, l'Eq 2-139 peut être utilisée pour calculer module de cisaillement de la structure stratifiée par la mesure de l'angle de torsion pour un chargement imposé sur un prototype de la poutre.

Cependant, bien que la méthode de la partie de pré-dimensionnement puisse être étendue à des stratifiés non équilibrés, les règles de choix de conception proposées restent limitées à un stratifié équilibré dans la chaine de calcul. Le modèle peut aussi s'étendre à un

pli élémentaire autre qu'un UD à condition qu'il soit orthotrope, par exemple pour un pli à base d'un renfort bidirectionnel. Pour des configurations plus complexes, il convient alors de faire appel au modèle numérique. Il serait intéressant de pouvoir faire évoluer la chaine de calcul de manière à pouvoir intégrer des défauts notamment sur le comportement du pli élémentaire.

Le dimensionnement a permis d'aboutir à un cahier des charges de fabrication de la pièce composite pour deux configurations d'orientation. Sur la base de ce cahier des charges, deux procédés ont été mis en avant, l'enroulement filamentaire et le moulage par compaction interne. Les paramètres de procédé liés à l'enroulement filamentaire par voie humide ont fait apparaitre le besoin de caractériser les propriétés du renfort afin d'évaluer sa compatibilité avec le procédé. C'est l'objet du chapitre suivant.

Chapitre 3

Comportement des mèches de lin

En adéquation avec la démarche de cette étude et illustrée dans l'introduction par le triptyque (Figure 1-6), il est nécessaire de connaître les caractéristiques mécaniques des constituants, qui concernant le renfort se présente sous forme de mèches de lin. Sur ce même triptyque est schématisée une intersection dénommée 1-2 qui représente la dépendance entre les caractéristiques des constituants et le procédé. Dans ce chapitre, il est proposé d'étudier la mèche de lin (Axe 1) en tenant compte de cette liaison existant avec l'Axe 2.

Le chapitre précédent a soulevé la question de la faisabilité de l'enroulement filamentaire avec des mèches de lin. Pour y répondre, une étude du comportement en traction de la mèche, se rapprochant des conditions du procédé, est effectuée dans ce chapitre. Au-delà de cette réponse de faisabilité, l'étude porte aussi sur la compréhension des mécanismes et phénomènes qui régissent le comportement du renfort, encore peu expérimenté. Elle est donc découpée en deux parties ; une analyse macroscopique et une analyse mésoscopique du comportement. L'analyse macroscopique traite des aspects du comportement global et des propriétés mécaniques de la mèche (module en traction, contrainte à la rupture,…) dans les conditions sèches et aussi dans les conditions se rapprochant de celles du procédé (influence de la vitesse de traction, effet de l'imprégnation par voie humide). Par ailleurs et afin d'avoir une estimation des propriétés mécaniques pour le dimensionnement, cette première partie de l'étude traite aussi de la caractérisation de la mèche imprégnée et durcie. Les propriétés ainsi obtenues permettent de faire un retour sur le dimensionnement abordé en fin de chapitre. La deuxième partie traitant de l'analyse mésoscopique de la mèche vise à mettre en évidence certains phénomènes spécifiques à cette architecture de mèche par l'observation du comportement local par corrélation d'image.

Le préambule qui suit porte sur les différentes échelles susceptibles d'être rencontrées, ainsi que la nécessité d'un renfort continu pour les applications structurales.

3.1 Les renforts continus à base de fibres de lin

Les fibres de lin sont des fibres végétales qui proviennent de la tige de la plante. Les fibres sont présentes sous forme de faisceaux au sein de la tige (Figure 3-1) et assurent sa rigidité. Après extraction de la tige, les fibres sont obtenues sous forme de paquets de fibres appelés aussi fibres techniques.

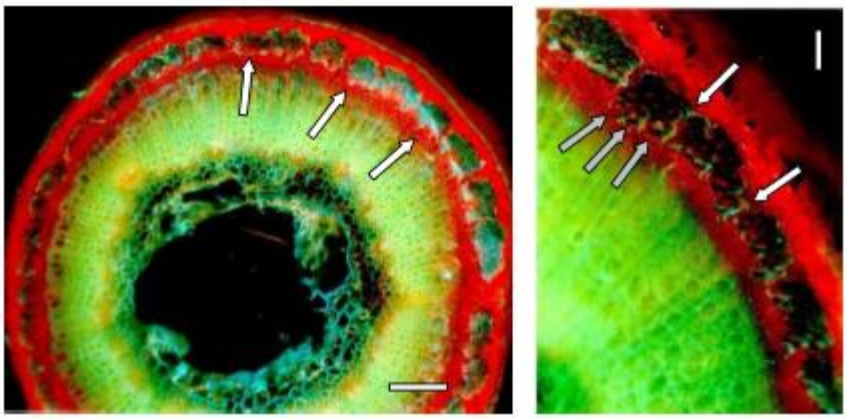


Figure 3-1: Section de la tige de lin et localisation des faisceaux [10].

Les paquets de fibres contiennent entre 10 à 40 fibres élémentaires de lin, liées entre elles par une interface constituée de pectine [30, 34] (Figure 3-2a), dans un diamètres équivalent de 50 à 100µm [10]. La longueur des paquets de fibres peut aller au-delà d'une centaine de millimètres. Le comportement en traction des paquets de fibres a été étudié [33, 36, 64, 115, 116]. Il a été mis en évidence que leur résistances à la traction étaient dépendantes de la longueur des éprouvettes mais globalement inférieures à celles des fibres élémentaires. Elles sont de l'ordre de 200-850 MPa. Les séquences de ruptures en traction des paquets de fibres ont été identifiées par émission acoustique [115] suivant trois étapes ; le décollement dans l'axe des fibres au sein du paquet, la fissuration transversale des fibres, et finalement la rupture des fibres dans le sens transversal (Figure 3-2 b). Néanmoins, pour des éprouvettes de grandes tailles, la rupture a lieu seulement par le décollement dans l'axe des fibres [33]. Le décollement axial a lieu à l'interface, au niveau de la pectine qui rompt en cisaillement. Cette interface a été caractérisée et modélisée [35, 36] par Charlet et al.. C'est cette échelle de paquets de fibres qui est à la base des renforts de lin pour les composites. Selon le procédé d'extraction et les traitements sur les paquets de fibres, ils contiennent plus ou moins de fibres élémentaires.

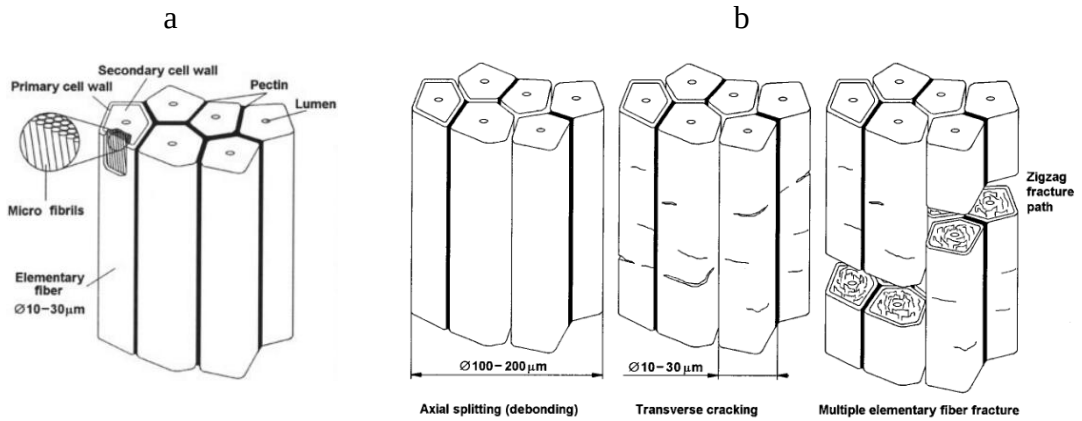


Figure 3-2: a) Paquet de fibres b) Modes de rupture des paquets de fibres.

Les fibres élémentaires constituent une échelle inférieure aux paquets de fibres. Elles ont une longueur moyenne de 33 mm [30, 34] et un diamètre moyen de 20 µm [34]. Bien que présentant une certaine variabilité, d'une part à cause de leur caractère naturel et d'autre part à cause de la difficulté de la mesure avec précision des sections des fibres [43], les propriétés mécaniques en traction des fibres élémentaires sont très intéressantes [10, 30, 34, 37, 38, 44, 117]. En effet, elles affichent des modules d'Young entre 40 à 80 GPa et une résistance à la traction de 600-1800 MPa pour une masse volumique de 1,53 g/cm^3 [30, 37, 44]. A masse équivalente, ces propriétés mécaniques sont comparables à celles de la fibre de verre. Ce qui fait que les bio-composites à base de fibres de lin peuvent prétendre à être en concurrence avec des composites renforcés par des fibres de verre, et ce pour des applications structurales tout en réduisant l'impact sur l'environnement [9, 11].

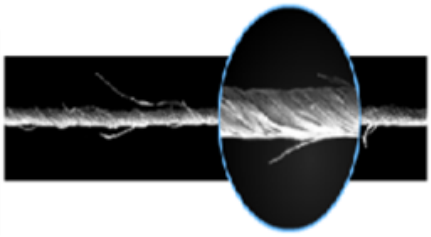
La majorité des bio-composites à base de lin s'est développée à partir de renforts constitués de fibres aléatoirement disposées tel que les mats. Cependant, pour maximiser les performances mécaniques dans des applications structurales, la maitrise de l'orientation des fibres dans la géométrie d'une pièce est essentielle. Pour cela des architectures de renforts continus tels que des mèches, des unidirectionnels, ou des tissus doivent être réalisées. Beaucoup de développements ont eu lieu dans ce sens sur les renforts de lin par la filière composite. Les développements concernant la réalisation de mèches de lin s'inscrivent dans cette continuité.

La difficulté avec une mèche à base de fibres de lin, est d'arriver à assembler les fibres discontinues dans la mèche avec une certaine cohésion. La cohésion du renfort est nécessaire puisque dans les procédés tels que l'enroulement filamentaire, le tressage ou le « sheet forming », le renfort est soumis à des tensions et la bonne qualité des préformes est assurée

par la cohésion du renfort. La cohésion d'une mèche est caractérisée en dernier lieu par sa résistance à la traction.

Afin d'obtenir un renfort continu (mèche ou fil) à partir de fibres discontinues, deux technologies sont principalement employées. L'une consiste à fabriquer des mèches retordues par le procédé de filage. Le procédé de filage repose sur le phénomène d'adhérence entre fibres pour garantir la cohésion du renfort fabriqué. Pour ce faire, les fibres sont tordues entre elles et disposées en hélice selon l'axe de la mèche Figure 3-3 a. Cette disposition en hélice fait que lorsque la mèche est sollicitée en traction, l'hélice se déforme ; elle s'allonge et son rayon diminue. La diminution du rayon provoque une compaction des fibres, ce qui a pour effet de faire augmenter la composante normale au niveau du contact entre fibres et donc d'accroitre la résistance à la traction de la mèche. La cohésion de la mèche est fonction du nombre de tours effectué par mètre, appelé le twist, lors du filage. Jusqu'à environ 150 tours/m l'augmentation du twist a pour effet d'augmenter la résistance à la traction de la mèche, le maximum se situant entre 250 et 300 MPa [40, 42]. Au dessus de ce niveau de twist, la résistance à la traction ou la cohésion diminue.

a



b

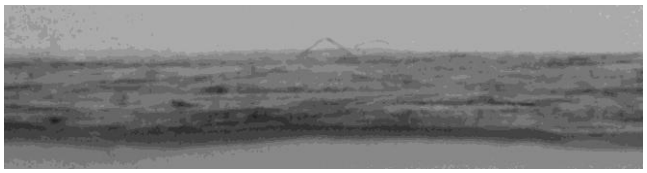


Figure 3-3: Architectures des mèches de lin, a) twistée, b) non-twistée.

Des mèches retordues de lin ont été utilisées avec succès en tant qu'entrée matière de procédés tels que la pultrusion [106] ou l'enroulement filamentaire [111]. Cependant, le procédé de filage est très consommateur en énergie [118] et l'architecture des mèches retordues a un effet négatif sur les propriétés mécaniques du composite. L'arrangement en hélice des fibres au sein de la mèche fait que sa perméabilité diminue, rendant l'imprégnation à cœur difficile [41]. Aussi, les fibres n'étant pas alignées dans l'axe de la mèche, la contribution des fibres aux propriétés mécaniques n'est pas maximisée. Le twist a donc un double effet négatif sur le composite Un compromis doit donc être fait sur le paramètre du

twist entre les propriétés mécaniques du composite dérivé et la compatibilité du renfort pour la mise en forme.

L'autre technologie de fabrication de mèches continues à base de fibres de lin est un procédé qui peut être dit de « passage ». Cette technologie consiste à étirer un roving brut de fibres techniques de lin en ruban. Le passage des rubans entre différents galets permet d'y introduire (à chaud ou non) un liant. Le renfort ainsi obtenu est une mèche plate unidirectionnelle dont la résistance à la traction est due à la cohésion apportée par le liant. Cette architecture de mèche, Figure 3-3 b, est disponible sur le marché sous formes de bobines ou sous forme de tissés dans différentes armures bidirectionnelles, Figure 3-4 a. La déformabilité de ces structures tissées ont déjà fait l'objet d'études, notamment pour la réalisation de formes complexes [119-122]. Cela dit, contrairement aux mèches filées qui ont fait l'objet de beaucoup de recherches [40, 41, 71, 123-126], le comportement de cette architecture de mèche est encore peu connu. Outre la quantification de la cohésion apportée par le liant, des réponses sur l'effet de la présence du liant sur la qualité d'imprégnation de la mèche et sur les performances du composites sont à apporter. De ce fait, le potentiel de cette architecture de mèches comme alternative aux mèches filées n'a pas encore été complètement étudié. Cette architecture de mèche a été choisie pour explorer cette voie.

a b

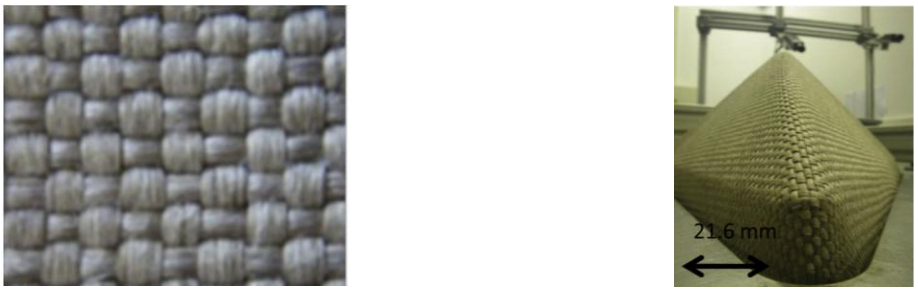


Figure 3-4: a) renfort tissé de mèches plates, b) mise en forme en pyramides.

Il se trouve donc qu'en plus de la nécessité d'examiner la compatibilité de cette architecture de mèches unidirectionnelles pour l'enroulement filamentaire par voie humide, l'effet du liant est aussi à étudier. Notamment pour qualifier l'imprégnation des fibres constituantes dans le composite et les propriétés mécaniques atteignables de ce dernier. Il y a là aussi une démarche d'éco-conception puisque évaluant la possibilité d'un scenario alternatif aux mèches torsadées, qui pour leur part sont très consommatrices d'énergie (procédé de filage). Le but de l'étude menée dans ce chapitre se propose d'apporter des réponses à ces interrogations.

3.2 Présentation des mèches de l'étude

Les mèches de lin utilisées dans le cadre de cette étude sont fabriquées par le Groupe Depestele, France (http://www.groupedepestele.com/pro_recherche.html). Le matériau est livré sous forme de bobines coniques de 500 tex (500g/km). L'architecture de ce renfort, décrite dans la partie précédente, fait que les fibres de lin qui la composent sont quasi-alignées dans l'axe longitudinal de la mèche (Figure 3-5). Les fibres élémentaires étant assemblées en paquets eux-mêmes assemblés par le liant au sein de la mèche. Les dimensions de la mèche sont respectivement de 0,16± 0,03 mm et 2,20 ± 0,39 mm pour l'épaisseur et la largeur. Des mèches fabriquées avec deux types de liant ont été livrées, elles sont désignées dans ce chapitre par deux noms, mèches B et mèches BR.

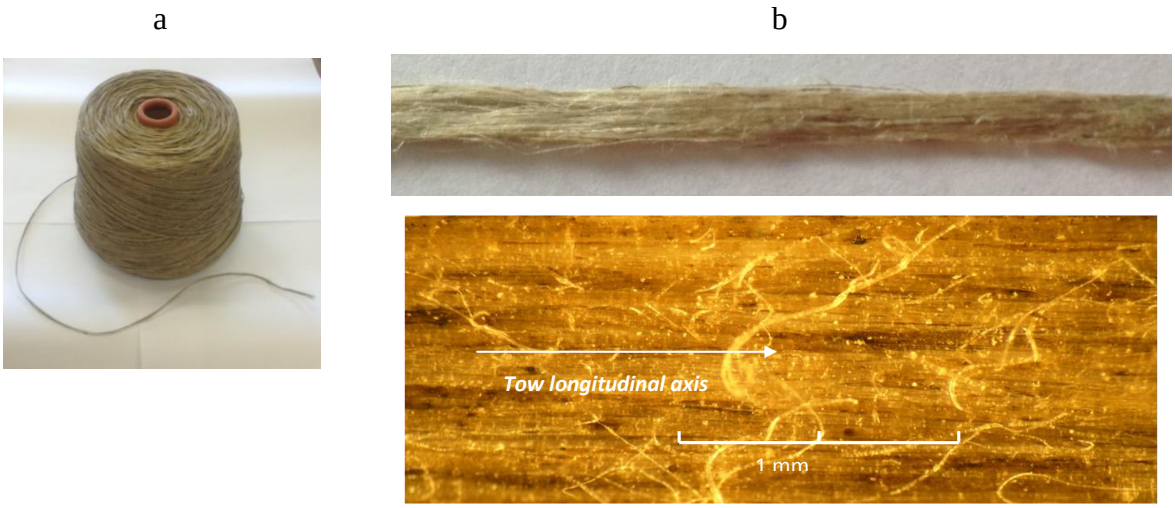


Figure 3-5: Matériau, a) bobines, b) Vues de dessus de la mèche BR.

Pour évaluer la faisabilité de l'enroulement filamentaire par voie humide, il est proposé de se rapprocher des conditions de procédé par des essais de traction. L'étude se focalise sur trois paramètres clés du procédé ; la tension d'enroulement, la variation de vitesse et l'imprégnation par voie humide.

Un paramètre important dans tout essai mécanique est le choix d'un volume représentatif, ici une longueur. A cause de l'hétérogénéité dans la constitution de la mèche (fibres élémentaires en paquets), il doit exister une longueur à partir de laquelle la taille des hétérogénéités n'influe plus sur ces propriétés. L'étude porte donc d'abord sur l'influence de la longueur sur le comportement de la mèche pour, d'une part, mettre en évidence les différents phénomènes liés aux hétérogénéités et d'autre part, pour rechercher la longueur représentative. C'est à partir de cette longueur représentative que la résistance à la traction des mèches est comparée avec les tensions d'enroulement. La longueur représentative sert aussi

de référence pour l'étude de l'influence du taux de déformation (variation de vitesse) et de l'effet de l'imprégnation par voie humide.

Les mèches B et BR sont comparées entre elles à l'état sec afin d'évaluer la cohésion apportée par chaque liant. Aussi, pour évaluer l'impact du liant sur les mèches en tant que renfort dans un composite, des mèches ont été imprégnées, durcies puis caractérisées en traction. Cette caractérisation permet aussi d'avoir une indication des propriétés mécaniques atteignables des composites dérivées de ces mèches.

Pour finir et afin d'expliquer certains phénomènes qui ont lieu dans la mèche lors des essais de traction, une analyse mésoscopique par corrélation d'image est faite.

3.3 Caractérisation en traction des mèches

3.3.1 Dispositifs expérimentaux

3.3.1.1 Matériel utilisé

L'ensemble des essais a été conduit sur une machine universelle de traction, la INSTRON 4507 munie d'une cellule d'effort de 10 kN (précision de ± 2.5 N).

Pour les éprouvettes de faibles longueurs, une méthode d'acquisition optique a été utilisée afin de suivre le déplacement et d'en déduire les déformations par la méthode de suivi de marqueurs [127]. Par ailleurs, pour l'analyse mésoscopique du comportement de la mèche, la méthode de corrélation d'image a été utilisée sur des éprouvettes dotées d'un mouchetis (Figure 3-9). Une caméra CCD avec un objectif de 50 mm est utilisée pour l'acquisition optique. Pour l'analyse mésoscopique de la mèche, une bague allonge de 10 mm a été rajoutée à l'objectif afin de pouvoir agrandir la taille de la zone d'observation.

3.3.1.2 Préparation des éprouvettes

Protocoles de préparation

La préparation des éprouvettes est faite selon un protocole mis en place spécifiquement pour ce matériau dans le cadre de cette thèse. Des talons en aluminium sont utilisés pour faire l'interface entre la mèche et les mors de la machine de traction. Ces talons, de dimension 20x30 mm² sont découpés dans une tôle d'aluminium d'un millimètre d'épaisseur. L'adhésion entre le talon et la mèche est assurée par une colle époxyde, l'Aradilte 2000+2013. Pour permettre une meilleure adhésion de l'Aradilte, les talons sont rayés sur une face avec du papier abrasif. Le protocole de préparation des éprouvettes est détaillé dans ce qui suit.

La première étape (Figure 3-7 a) consiste à tracer sur une feuille en carton un gabarit. Les deux axes verticaux sont tracés parallèlement avec un entraxe correspondant à la longueur utile des éprouvettes souhaitée. Les droites horizontales sont quant à elles destinées à aider au positionnement des talons dans la suite pour les différentes éprouvettes.

A la deuxième étape, quatre bandes de ruban adhésif double face sont déposées. Les deux bandes intérieures sont destinées à maintenir les talons en place dans la suite de la préparation. Les deux bandes extérieures ont pour fonction de maintenir l'échantillon de la mèche déposée en place (quatrième étape) et avec une certaine tension.

La troisième étape consiste à venir déposer une paire de talons par éprouvette sur les bandes de rubans adhésifs intérieures en s'aidant du gabarit pour le positionnement, Figure 3-7 c. Les talons sont enduits d'Araldite sur une face.

Ensuite des échantillons de mèches sont découpés des bobines de façon aléatoire pour la longueur souhaitée. La longueur de découpe de l'échantillon au sein de la bobine doit permettre de couvrir la longueur nécessaire entre les deux bandes de ruban adhésif extérieures. La mèche est ensuite déposée. Il faut veiller à bien centrer cette dernière dans les talons (une ligne supplémentaire peut être tracée sur le gabarit pour aider au centrage si besoin). La mèche est d'abord déposée sur l'un des deux rubans adhésifs extérieurs ***(i)***, puis rabattue sur les talons ***(ii & iii)*** en exerçant une légère tension jusqu'à finalement la rabattre sur l'autre ruban adhésif ***(iv)***. Le fait de bien placer les talons à l'étape précédente permet de réduire le défaut de parallélisme des talons (Figure 3-6 a). La tension exercée lors de la dépose de la mèche entre les talons permet de réduire un défaut de variation de longueur (Figure 3-6 b) causé par le flambement de la mèche entre les talons.

Figure 3-6: Défauts à limiter lors de la préparation des éprouvettes.

Pour terminer, une paire de talons par échantillon est déposée afin de compléter l'éprouvette (Figure 3-7 e). La préparation s'achève par la dépose d'une masse au dessus des talons afin d'assurer un bon contact de l'Araldite (Figure 3-7 f). Ce montage est alors laissé durant 24h au repos, le temps que l'Araldite soit bien durcie. Une fois ce temps écoulé, les poids sont enlevés et les éprouvettes sont nommées sur le talon. Elles sont à présent prêtes pour les essais.

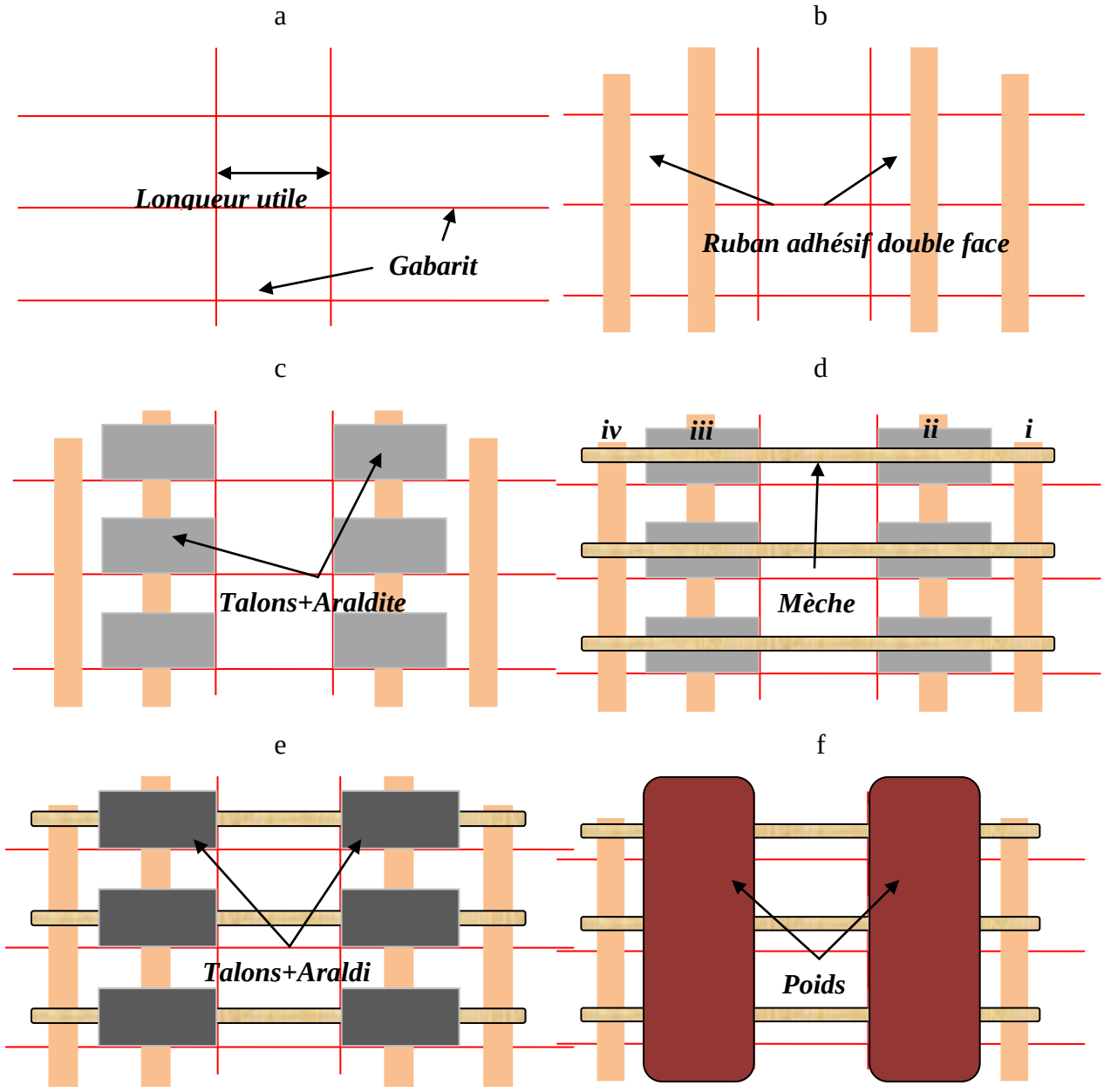


Figure 3-7: Etapes de préparation des éprouvettes de traction.

Marquage des éprouvettes

Lorsqu'un suivi des déplacements par une acquisition optique est nécessaire (pour les longueurs inférieures à 250 mm), les éprouvettes sont munies de marqueurs. Les marqueurs sont réalisés avec de la gouache de couleur blanche. L'éprouvette est marquée sur ses extrémités, Figure 3-8.

Figure 3-8: Eprouvette marquée.

Mouchetis sur les éprouvettes

Pour l'analyse mésoscopique portant sur le champ de déplacement lors de l'essai de traction, certaines éprouvettes sont munies d'un motif aléatoire, un mouchetis (Figure 3-9), pour un suivi des déplacements par la méthode de corrélation d'images [128]. Le mouchetis est réalisé avec des peintures en bombe. Un premier mouchetis est réalisé avec de la peinture blanche suivi d'un deuxième mouchetis réalisé à la peinture noire afin d'avoir le meilleur contraste possible.

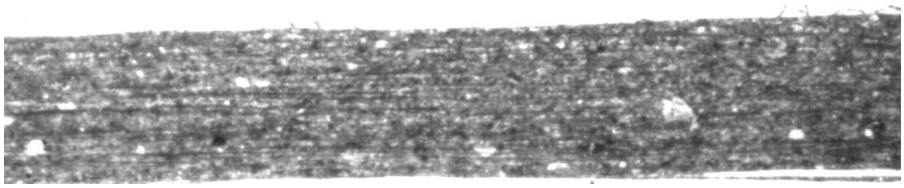


Figure 3-9: Eprouvette avec un mouchetis.

Imprégnation durcie (mèches composites)

Pour la caractérisation des propriétés de la mèche imprégnée (époxy SICOMIN SR 1500) et durcie, des échantillons sont découpés de la bobine. Leurs longueurs sont mesurées et leurs masses pesées avec une balance d'une précision de 0,01 mg. Ces échantillons sont ensuite imprégnés à plat suivant le principe du moulage au contact avec un rouleau. La résine est ensuite laissée pour polymériser à température ambiante. Après le cycle de polymérisation, les échantillons sont pesés à nouveau. Ces deux pesées permettent de mesurer la fraction massique de fibres dans les échantillons. Les échantillons sont ensuite soumis au protocole de préparation d'éprouvette ci-dessus.

3.3.2 Conditions expérimentales

L'ensemble des essais est effectué dans des conditions ambiantes de température et d'humidité.

3.3.2.1 Essais de traction

Avant chaque essai, un relevé de la longueur de la mèche entre les talons est réalisé. L'éprouvette est ensuite placée entre les mors de la machine de façon à être dans l'axe de traction. La méthode d'essai est ensuite choisie sur la machine de pilotage de l'essai. Pour les essais de traction quasi-statique, le taux de déformation imposé est de $6{,}66 \times 10^{-5}\ s^{-1}$. Pour les essais de l'influence du taux de déformation, quatre taux de déformation ont été fixés, de $1{,}33 \times 10^{-5} s^{-1}$ à $1{,}33 \times 10^{-2}\ s^{-1}$ en augmentant d'un facteur de 10.

Préalablement au lancement de l'essai, une remise à zéro de capteurs est effectuée et les images de l'état initial prises. L'essai est ensuite lancé.

3.3.2.2 Imprégnation par voie humide

Pour caractériser l'influence du passage dans le bac d'imprégnation en se rapprochant des conditions du procédé d'enroulement filamentaire par voie humide, des lots d'éprouvettes ont été imprégnés d'une résine époxyde, SICOMIN SR 1500. L'imprégnation est faite à l'aide d'un rouleau avant la mise en place de l'éprouvette dans la machine de traction.

3.3.2.3 Panorama des essais

L'influence de la longueur et du taux de déformation a été étudiée uniquement sur les échantillons des mèches BR, Tableau 3.1et Tableau 3.2. Le nom des lots d'éprouvettes contiennent le nom de la mèche puis la valeur la longueur. Par exemple, BR50 désigne les éprouvettes de mèches BR de 50 mm de long. Le choix des longueurs (4, 25, 50, 125, 250 et 500 mm) s'est fait de sorte à encadrer la distribution des longueurs des fibres élémentaires d'une part et à avoir des points suffisamment éloignés de la longueur maximale des fibres élémentaires d'autre part.

L'effet du liant sur la cohésion des mèches, l'influence de l'imprégnation par voie humide et l'imprégnation-durcie a été étudiée sur les deux types de mèches pour comparaison. Pour les lots d'éprouvettes imprégnées de résine et testées à l'état liquide, un « I » est rajouté dans le nom du lot après le nom de la mèche. Pour les lots d'éprouvettes imprégnées-durcies, un « C » est rajouté dans le nom du lot après le nom de la mèche.

Les tableaux suivants font un état du panorama des essais.

Lot	**Taux de déformation (s^{-1})**	**Nombre d'essais**
BR4	$6{,}66x10^{-5}$	21
BR25	$6{,}66x10^{-5}$	15
BR50	$6{,}66x10^{-5}$	19
BR125	$6{,}66x10^{-5}$	19
BR250	$6{,}66x10^{-5}$	15
BR500	$6{,}66x10^{-5}$	10

Tableau 3.1: Influence de la longueur (Mèches BR).

Lot	**Taux de déformation (s^{-1})**	**Nombre d'essais**
BR250	$1{,}33x10^{-5}$	10
BR250	$1{,}33x10^{-4}$	10
BR250	$1{,}33x10^{-3}$	10
BR250	$1{,}33x10^{-2}$	10

Tableau 3.2: Influence de la vitesse (Mèches BR).

Lot	Taux de déformation (s^{-1})	Nombre d'essais
B250	$6{,}66x10^{-5}$	12
BR250	$6{,}66x10^{-5}$	15

Tableau 3.3: Influence du liant sur la cohésion.

Lot	Taux de déformation (s^{-1})	Nombre d'essais
BI250	$6{,}66x10^{-5}$	8
BRI250	$6{,}66x10^{-5}$	10

Tableau 3.4: Influence de l'imprégnation-humide.

Lot	Taux de déformation (s^{-1})	Nombre d'essais
BC250	$6{,}66x10^{-5}$	10
BRC250	$6{,}66x10^{-5}$	10

Tableau 3.5: Influence du l'imprégnation-durcie.

Le taux de déformation utilisé pour la caractérisation en traction quasi-statique est similaire à ce que d'autres auteurs utilisent pour les mèches à base de fibres naturelles [42, 124, 125]. Les protocoles de préparation d'éprouvettes et d'essai ont été spécialement mise au point au laboratoire pour cette étude. Les protocoles présentent des similitudes avec les normes ISO 3341 et ASTM D 2256.

3.3.3 Résultats et analyses macroscopiques

3.3.3.1 Comportement typique en traction

Le comportement typique en traction d'une mèche de lin est illustré sur la Figure 3-10 pour une éprouvette de 50 mm de longueur. Une première zone non-linéaire peut être distinguée sur la courbe de traction pour des faibles déplacements de la traverse. Ce premier domaine peut être attribué à la phase où les fibres ou les paquets de fibres au sein de la mèche s'alignent dans le sens de chargement. Après cette première phase de mise sous tension, un domaine linéaire est observé. C'est dans ce domaine linéaire que le module longitudinal de la mèche est mesuré. Après ce domaine linéaire, un comportement non-linéaire apparait. Ce dernier correspond à des endommagements de fibres et/ou d'interfaces entre fibres dans la mèche. L'effort de traction maximum est atteint à l'issue de ce domaine non-linéaire. La déformation à la rupture est prise comme étant la déformation correspondant à l'effort maximum. Après ce point culminant, l'effort chute en cascade jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette. Un comportement similaire est observé sur des mèches de chanvre [124].

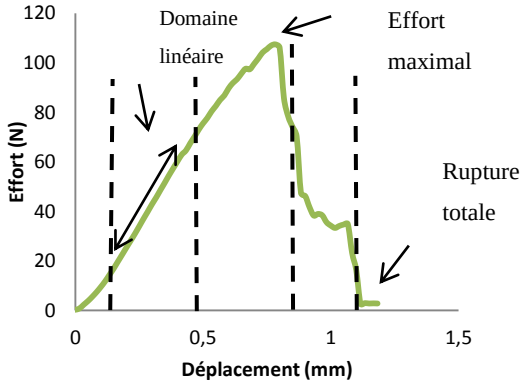


Figure 3-10: Comportement en traction typique d'une mèche de lin.

La section de la mèche est estimée en divisant la masse linéique de celle-ci (500 tex) par la masse volumique de la fibre constituante [124, 129, 130]. La masse volumique de la fibre de lin est prise à 1,53 g/cm^3 [30]. La section équivalente obtenue pour la mèche sèche est donc de 0,33 mm². Grâce à cette section équivalente, les résultats peuvent être affichés en MPa pour les contraintes et en GPa pour les modules et comparés aux propriétés des constituants de la bibliographie.

3.3.3.2 Influence de la longueur sur les propriétés en traction (Mèches BR)

Les graphes de la Figure 3-11 montrent l'évolution de la résistance à la traction et du module longitudinal en fonction de la longueur initiale de l'éprouvette. Les marqueurs des graphes représentent les valeurs moyennes trouvées au sein des lots d'éprouvettes à chaque longueur. Associées à chaque marqueur, les barres verticales indiquent la valeur maximale et minimale trouvée au sien du lot d'éprouvette. Il est constaté que la tendance de la résistance à la traction et celui du module est de décroitre lorsque la longueur initiale de l'éprouvette augmente (Figure 3-11).

Ces tendances s'expliquent en partant de la constitution de la mèche. La mèche est constituée de paquets de fibres elles-mêmes constituées de fibres élémentaires. Par conséquent, lorsque la longueur de l'éprouvette diminue, la proportion de la mèche constituée de fibres élémentaires continues (liées aux deux talons) de l'éprouvette augmente. Ainsi, plus la longueur diminue, plus les propriétés de la mèche tendent vers celles des fibres élémentaires qui ont une contrainte limite en traction comprise entre 800-1135 MPa et un module compris entre 50-60 GPa [44]. D'un autre côté, plus la longueur augmente, plus la proportion de la mèche constituée de fibres élémentaires continues d'un talon à l'autre diminue jusqu'à être nulle (au-delà de 125 mm). Dans ce cas, on observe les propriétés

mécaniques des paquets de fibres. La contrainte maximale tend vers celle de l'interface entre fibres au sein des paquets. Les valeurs obtenues sont en accord avec celles issues de la littérature [115], c'est-à-dire inférieures à 200 MPa pour des longueurs au-delà de 100 mm. Concernant le module, lorsque la longueur augmente, sa valeur se stabilise autour de 21 GPa. Cette valeur correspond à la combinaison du module des paquets de fibres avec celui du liant puisque pour des grandes longueurs, il n'y a plus de fibres élémentaires continues au sein de l'éprouvette.

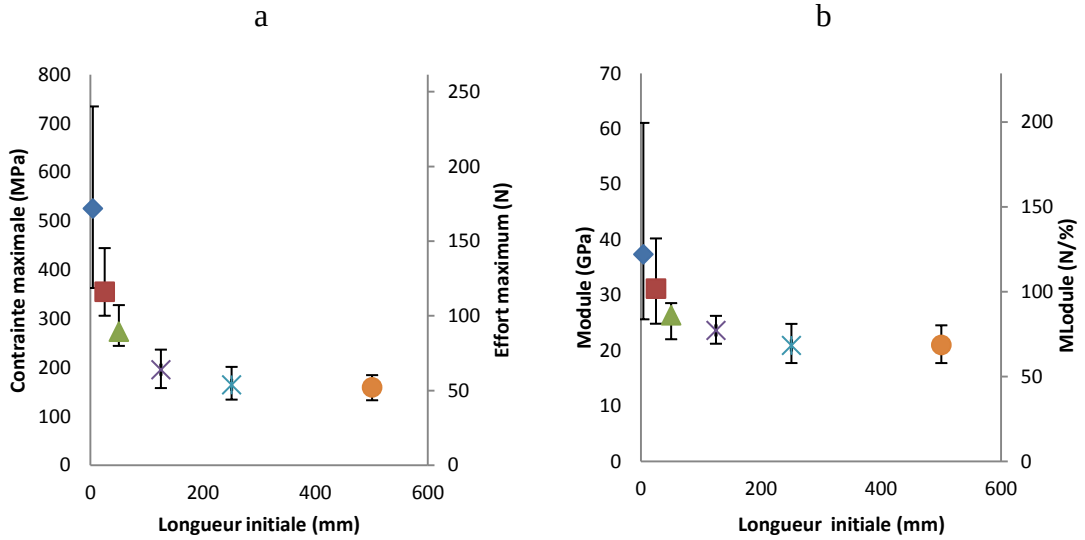


Figure 3-11: Effet de la longueur sur la contrainte max. et sur le module longitudinal.

Pour chaque graphique de la Figure 3-11, deux parties peuvent être distinguées dans l'évolution des courbes ; une décroissance importante des propriétés entre 4 et 50 mm de longueur d'éprouvette à la fois pour la contrainte maximale et le module, puis entre 125 et 500 mm, une tendance à une légère diminution pour la contrainte maximale et quant au module, une stabilisation de sa valeur est atteinte à partir de 250 mm. Pour expliquer ces évolutions, il faut pouvoir faire un rapprochement avec la distribution des longueurs des fibres élémentaires. Nonobstant le fait que la distribution des longueurs des fibres élémentaires de lin est peu connue et vraisemblablement dépendant de la variété de la plante, le procédé d'extraction des fibres pour n'en citer que deux, il a néanmoins été rapporté dans la littérature que la longueur élémentaire des fibres variait entre 4 et 77 mm pour une valeur moyenne de 33 mm [30]. En se basant sur ces connaissances, il peut être formulé qu'en termes de distribution, il y a beaucoup plus de fibres élémentaires ayant une longueur proche de la borne inférieure que de la borne supérieure. Ce constat peut expliquer la raison d'une décroissance importante des propriétés en traction de la mèche de 4 à 50 mm de longueur d'éprouvette. En

ce qui concerne la deuxième partie des courbes, entre 125 et 500mm, la légère diminution de la contrainte maximale est probablement due à une distribution de défauts augmentant avec la longueur puisque les interfaces entre les paquets de fibres se multiplient en nombre alors que pour le module, une valeur stable est atteinte entre 125 et 250 mm. Cette stabilisation du module a lieu puisque pour une longueur suffisamment grande, il n'y a plus de fibres élémentaires continues dans l'éprouvette et que donc la constitution de l'éprouvette s'est stabilisée. Ainsi au sein de l'éprouvette il n'y a plus que des paquets de fibres liés entre eux par le liant. Cette dernière observation fait apparaitre une notion d'élément de longueur caractéristique à partir de laquelle la taille des hétérogénéités (de 4 à 77 mm en se référant à [30]) n'affecte plus le comportement macroscopique du matériau, ici la mèche.

Les graphiques de la Figure 3-11 font aussi apparaitre une dispersion des résultats relativement importante pour des faibles longueurs. A ce titre, le coefficient de variation pour les mesures de contraintes maximales est respectivement de 31,73 % et de 18,89 % pour les lots de longueur 4 mm et de 25 mm. En plus du fait que les fibres de lin présentent une dispersion intrinsèque liée à leur caractère naturel, une autre cause majeure de cette dispersion a été identifiée. Tenant compte de l'architecture de la mèche ainsi que de sa constitution et du fait que les échantillons de mèches sont prélevés aléatoirement dans la bobine, il vient que même pour des éprouvettes de faible longueur, il existe une proportion de l'éprouvette qui n'est pas constituée de fibres continues. De plus, du fait de ce prélèvement aléatoire des échantillons, cette proportion de l'éprouvette constituée de fibres non continues est d'autant plus variable d'une éprouvette à l'autre, notamment quand la longueur diminue. Pour illustrer ceci, deux cas extrêmes sont schématisés sur la Figure 3-12 (cadres en ligne tirets à droite) pour des échantillons de faible longueur. Dans l'un des deux cadres, il peut être observé que l'échantillon est constitué majoritairement de fibres continues alors que pour l'autre cadre l'échantillon ne possède pas de fibres continues et ce pour une même longueur initiale. Ainsi, si ces deux cas extrêmes sont envisagés pour une longueur de 4 mm par exemple alors dans un cas, les propriétés de l'éprouvette approcheront celles de la fibre élémentaire et dans l'autre cas, les propriétés approcheront celles du paquet de fibres et du liant donnant des résultats similaires à ceux observés à de grandes longueurs (> 125 mm). Et pour cause, dans le cas du lot d'éprouvette à 4 mm, la valeur expérimentale maximale obtenue est respectivement de 735 MPa et de 61 GPa pour la contrainte maximale et le module. Ces dernières valeurs sont similaires à celles des fibres élémentaires, entre 800-1135 MPa pour la contrainte maximale et entre 50-60 GPa pour le module [44] tandis que la valeur minimale dans le même

lot de longueur est respectivement de 363 MPa et 25 GPa pour la contrainte maximale et le module. Donc différentes proportions de fibres continues entre les éprouvettes de lots de faibles longueurs expliquent cette dispersion qui tend à augmenter quand la longueur diminue. Cependant, la probabilité d'avoir une constitution très variable d'une éprouvette à l'autre diminue lorsque la longueur d'essai augmente. Ceci peut être observé sur l'illustration de la Figure 3-12 (cadres en ligne pointillées). Cette occurrence liée à la constitution de l'éprouvette en fonction de la longueur explique pourquoi la dispersion augmente lorsque la taille de l'éprouvette diminue.

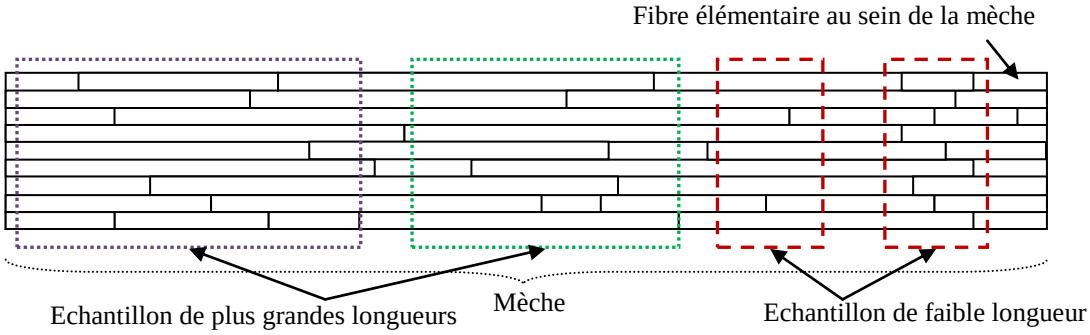


Figure 3-12: Représentation 2D simplifiée de la mèche et des fibres constituantes.

L'évolution de la déformation à la rupture est donnée en fonction de la longueur sur la Figure 3-13. De même, une dispersion des résultats plus importante pour des faibles longueurs est observée et les explications du paragraphe précédent sont également valables pour la déformation à la rupture. Ceci dit, globalement, la dispersion des mesures de la déformation à la rupture est inférieure à celle de la contrainte maximale ou du module. En effet, le coefficient de variation des valeurs mesurées à 500 mm de longueur d'éprouvette est de 6,83 %, ce qui est une valeur relativement faible pour ce type de matériau. Ce constat montre que la déformation à la rupture est peut être bien un critère plus fiable pour caractériser la rupture de la mèche. Cette dernière observation a été aussi faite sur des fibres techniques de jute [43]. Il est aussi observé sur la Figure 3-13 que la déformation à la rupture est plus grande pour les lots d'éprouvettes de faibles longueurs. La déformation tend bien vers celle de la fibre élémentaire de lin, entre 2,1-2,8 % [44], lorsque la longueur diminue. Quand la longueur augmente, la déformation à la rupture décroit jusqu'à une valeur inférieure à 1%. Ceci montre que les fibres élémentaires de lin ont une déformation à la rupture supérieure à celles des interfaces ou paquets de fibres qui gouvernent le comportement en traction à des longueurs plus élevées.

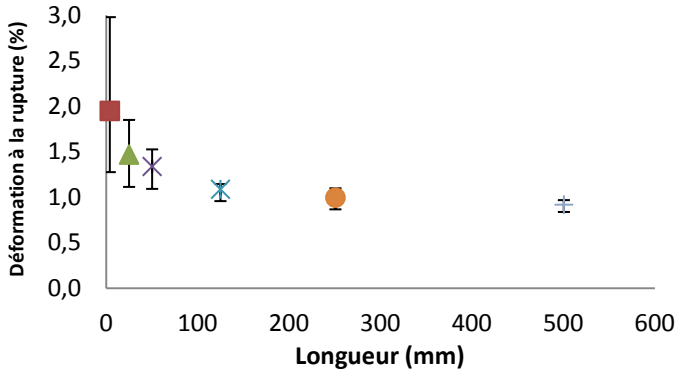


Figure 3-13: Evolution de la déformation à la rupture en fonction de la longueur.

Les graphiques de la Figure 3-11 et de la Figure 3-13 montrent que les propriétés mécaniques en traction de la mèche sont comparativement stables à partir de 250 mm. La longueur de 250 mm sera prise comme la longueur caractéristique de référence pour l'étude de la mèche de lin. En particulier pour l'étude de l'influence du taux de déformation (section 0) et de l'effet de l'imprégnation sur les propriétés mécaniques de la mèche.

3.3.3.3 Influence de la longueur sur le comportement à la rupture (Mèches BR)

Les résultats montrent que le comportement à la rupture de la mèche est aussi dépendant de la longueur de l'éprouvette, comme le montre la Figure 3-14. Cette dépendance est probablement due à la constitution de la mèche en termes de distribution de fibres élémentaires au sein de l'éprouvette. Pour l'éprouvette de longueur 4 mm, Figure 3-14 a, la rupture est progressive et un modèle de Weibull [131] à deux paramètres, Eq 3-1, peut être utilisé pour reconstituer le comportement. La densité de probabilité de la loi de Weibull utilisée est donnée par,

$$p(\varepsilon) = 1 - e^{-L(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0})^m} \qquad \textbf{Eq 3-1}$$

où ε représente l'état de déformation de l'éprouvette, ε_0 un paramètres d'échelle, m un paramètre de forme et L la longueur initiale de l'éprouvette. Ce type de comportement est celui observé pour des mèches constituées de filament continus [132-134]. La comparaison faite entre la courbe expérimentale et celle obtenue avec le modèle de Weibull (m=9,2 et ε_0=1,47, calculées à partir d'une méthode graphique [132]) sur la Figure 3-14 a, permet de constater une bonne correspondance entre les deux courbes. Cette correspondance confirme que pour des faibles longueurs, la proportion de fibres élémentaires de lin au sein de l'éprouvette est prédominante.

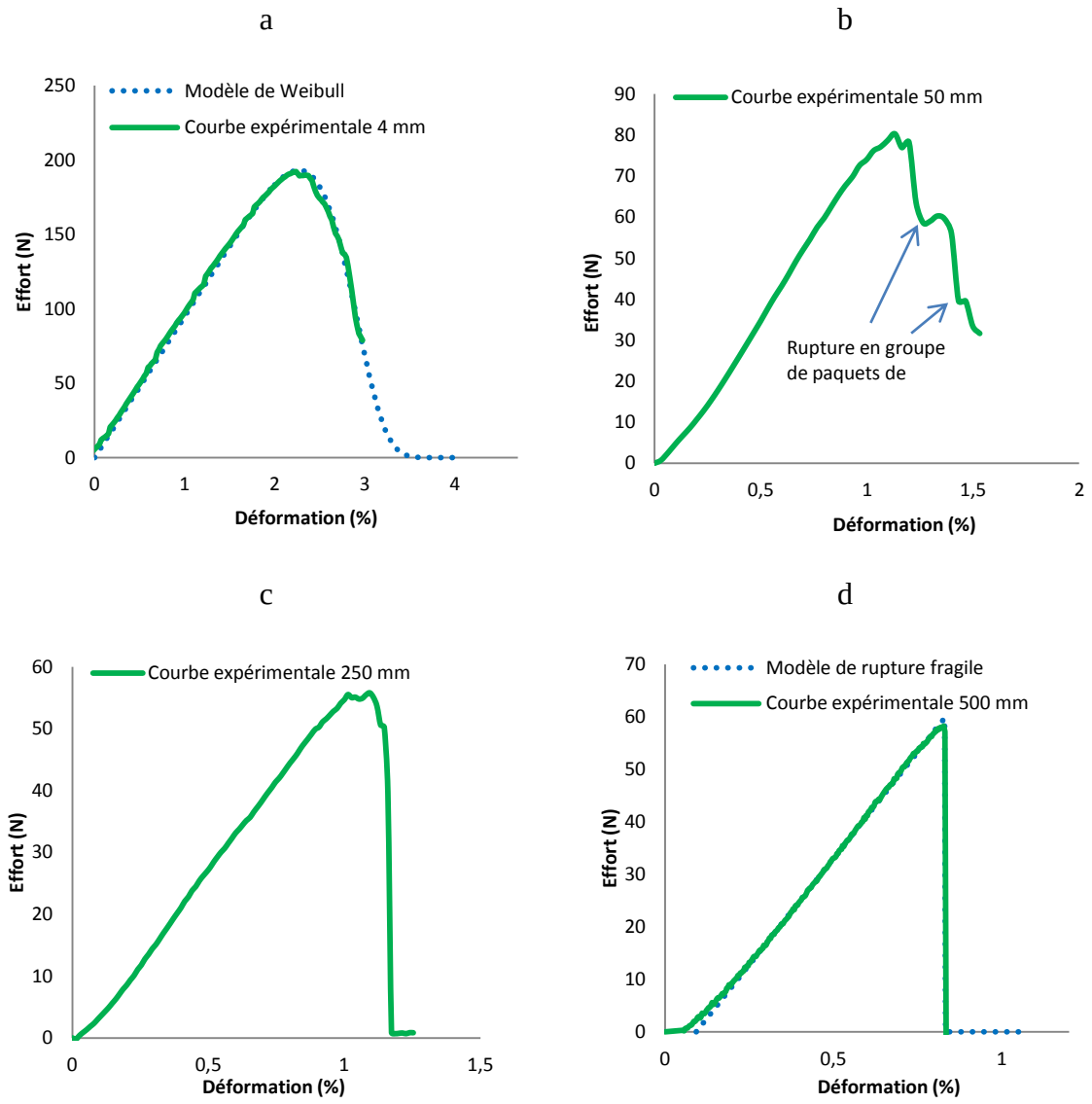


Figure 3-14: Comportement de la mèche: a) 4 mm, b) 50 mm, c) 250 mm and d) 500 mm.

Quand la longueur d'éprouvette augmente, la proportion de fibres élémentaires continues au sein de l'éprouvette diminue et en contre partie, la proportion de paquets de fibres augmente et le comportement à la rupture de la mèche en est affecté en conséquence. La Figure 3-14 b, montre la courbe expérimentale d'une éprouvette de 50 mm de longueur. Il est constaté qu'après l'effort maximal, l'effort chute non pas de façon progressive mais par à-coups jusqu'à la rupture totale de l'éprouvette. Cette rupture par à-coups est attribuée à une rupture successive de groupes de paquets de fibre (voir la section 3.3.4.1, pour l'observation de ce phénomène par corrélation d'image). Le terme groupe de paquets de fibres est utilisé ici pour désigner une agglomération de paquets de fibres liés entre eux par le liant au sein de la mèche. En termes de tailles, les groupes de paquets de fibres sont plus importants que les 50-

100 µm généralement attribués aux paquets de fibres. La rupture par à-coup de ces groupes de paquets de fibres est probablement liée à un retard d'activation en termes de déformation lors de la sollicitation en traction de l'éprouvette. Le retard d'activation en déformation est un phénomène qui apparait généralement lorsque la taille de l'éprouvette est petite ou quand il y a potentiellement des ondulations ou des désalignements dans un réseau de fibres constituant l'éprouvette [135, 136]. Elle se traduit par le fait que l'état de déformation macroscopique de l'éprouvette n'est pas réparti de façon homogène à travers ces différents constituants. Si les groupes de paquets de fibres ne subissent pas le même état de déformation lors de la traction de la mèche, ceci pourrait expliquer le fait qu'il y ait une légère reprise de l'effort ou un palier entre chaque chute d'effort jusqu'à la rupture totale.

Cette hétérogénéité du champ de déformation et ce mode de rupture en groupes de paquets de fibres sont observés et couverts dans la section 3.3.4 portant sur l'analyse mésoscopique de la mèche.

Le retard d'activation en déformation est un phénomène qui a tendance à disparaitre lorsque la taille de l'éprouvette augmente [135, 136]. Il peut en effet être observé que ce phénomène est à peine perceptible à une longueur d'éprouvette de 250 mm (Figure 3-14c), et à complètement disparu à une longueur de 500 mm (Figure 3-14d) pour laquelle la rupture est fragile. Ces observations soulignent le fait que pour des grandes longueurs, la rupture est caractérisée par le liant qui maintient les paquets de fibres au sein de la mèche et qui a une rupture fragile. Le liant utilisé joue donc un rôle important sur les propriétés de la mèche surtout au-delà de la longueur caractéristique. L'influence du liant sur les propriétés mécaniques est abordée dans la section 3.3.3.5.

Pour les longueurs intermédiaires, entre 4-125 mm, la rupture est potentiellement une combinaison de la rupture de fibres, d'interfaces (constituées essentiellement de pectine) et du liant.

3.3.3.4 Influence du taux de déformation sur les propriétés (Mèches BR)

Pour un lot d'éprouvettes de longueurs caractéristiques 250 mm, l'influence du taux de déformation sur les propriétés mécaniques est donnée sur la Figure 3-15. Les marqueurs des graphiques représentent les valeurs moyennes à chaque taux de déformation et les barres affichent l'écart type. Entre un taux de déformation de $1{,}33x10^{-5}$ et $1{,}33x10^{-4}$ s^{-1}, il n'y a pas influence sur les propriétés mécaniques. Cet intervalle peut être considéré comme étant le domaine d'un chargement quasi-statique. Entre $1{,}33x10^{-4}$ et $1{,}33x10^{-3}$ s^{-1}, une augmentation des propriétés mécaniques est constatée, la contrainte maximale passe de 166 ± 25 à 209 ± 20 MPa alors que le module augmente de 22 ± 2 à 25 ± 3 GPa (soit respectivement de 26% et de 14%). Ensuite, entre $1{,}33x10^{-3}$ et $1{,}33x10^{-2}$ s^{-1}, les propriétés continuent d'augmenter mais que très légèrement. La contrainte maximale croît de 209 ± 20 à 220 ± 7 MPa et le module de 25 ± 3 to 26 ± 0.5 GPa. La sensibilité des propriétés mécaniques de la mèche au taux de déformation souligne un effet visqueux dans le comportement.

Au vue de ces résultats, les variations de vitesses lors de l'enroulement filamentaire ne devraient pas avoir un effet notoire sur les propriétés de la mèche.

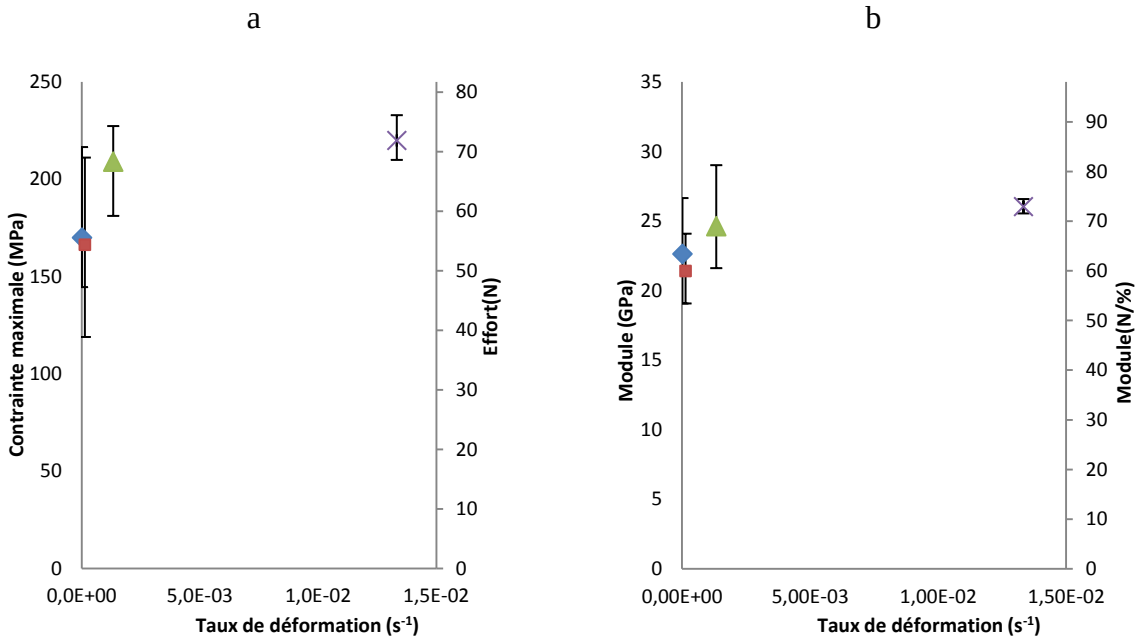


Figure 3-15: Effet du taux de déformation pour une longueur d'éprouvette de 250 mm a) contrainte maximale, b) module.

3.3.3.5 Influence du liant sur les propriétés mécaniques des mèches sèches

Les résultats de la section 3.3.3.2 ont mis en évidence l'importance du liant sur la résistance à la rupture des mèches BR en traction. Les mèches B et BR diffèrent entre elles

par la nature du liant qui garantit leur cohésion. La Figure 3-16 montre les courbes de traction des deux types de mèches de 250 mm de longueur, notées respectivement B250 et BR250. Les deux types de mèches ont globalement le même comportement en traction. Cependant, leurs propriétés mécaniques sont différentes. La Figure 3-17 donne les valeurs des propriétés mécaniques obtenues sur les 10 essais réalisés. Il est observé sur le diagramme à barres que le module longitudinal est comparable pour les deux types de mèches. Cependant, une différence de l'ordre de 50% est observée pour les valeurs de la contrainte et de la déformation à la rupture. Le traitement de la mèche BR garantit donc une meilleure cohésion de la mèche. Ces résultats confirment aussi qu'au-delà de la longueur caractéristique, c'est le liant qui joue le rôle de la cohésion et le maintien jusqu'à la rupture.

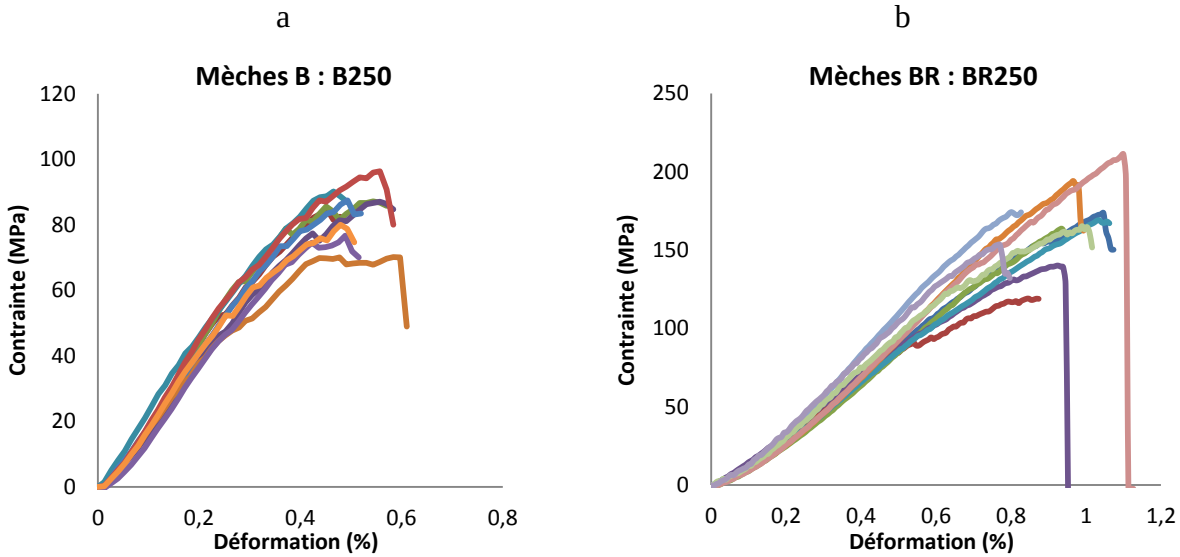


Figure 3-16: Courbes de traction sur mèches sèches, a) mèches B, b) mèches BR.

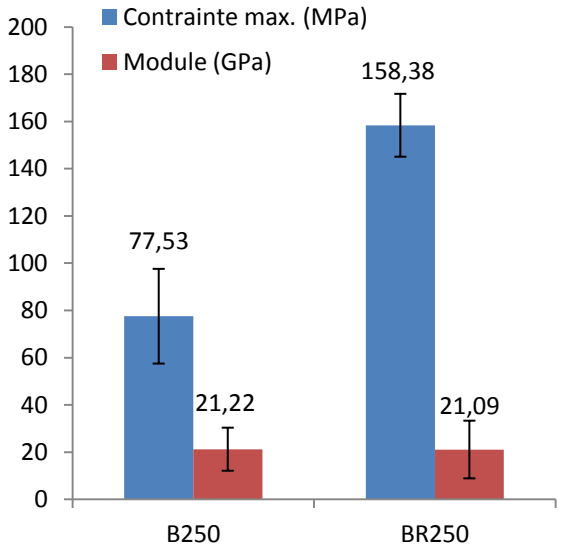


Figure 3-17: Propriétés mécaniques des mèches sèches.

Les contraintes maximales correspondent à une tension de l'ordre de 25 N pour les mèches B et de 50 N pour les mèches BR. A priori, ces tensions sont compatibles avec celles nécessaires à l'enroulement filamentaire (entre 15-25 N). Cela dit, pour statuer définitivement, il faut savoir dans quelle mesure ces propriétés sont altérées ou non lors du passage dans le bac d'imprégnation.

3.3.3.6 Effet de l'imprégnation par voie humide

Le liant assure la cohésion des mèches pour la résistance à la traction. Les propriétés mécaniques des mèches lorsqu'elles sont sèches semblent être compatibles avec les tensions d'enroulement. Toutefois, la tension d'enroulement doit être maitrisée avant et après le passage dans le bac d'imprégnation. En effet, la tension dans les mèches est un paramètre clé du procédé qui doit être maitrisé et maintenu jusqu'à ce que la pièce soit complètement polymérisée [110, 113].

Des mèches B et BR ont été imprégnées d'époxy préalablement aux essais de traction pour des longueurs d'éprouvettes de 250 mm, notées respectivement BI250 et BRI250. Les courbes alors obtenues sont illustrées sur la Figure 3-18 pour les 8 essais réalisés. Il peut être constaté que le comportement des mèches B est modifié après imprégnation alors que le comportement des mèches BR reste stable. Le liant des mèches B est donc sensible à l'imprégnation puisque la cohésion initiale à l'état sec des mèches n'est plus assurée après imprégnation, le liant étant en quelque sorte dissout dans la résine.

Les propriétés mécaniques à l'état sec et imprégné sont comparées sur la Figure 3-19. Les mèches B perdent environ 50% de leurs propriétés mécaniques suite au passage dans un bain de résine époxy. La dispersion des propriétés mécaniques augmente aussi. La résistance à la traction minimale mesurée est de 6 N (≈17 MPa), ce qui est inférieure aux tensions nécessaires pour enroulement. Les propriétés des mèches BR quant à elles restent stables dans les deux conditions.

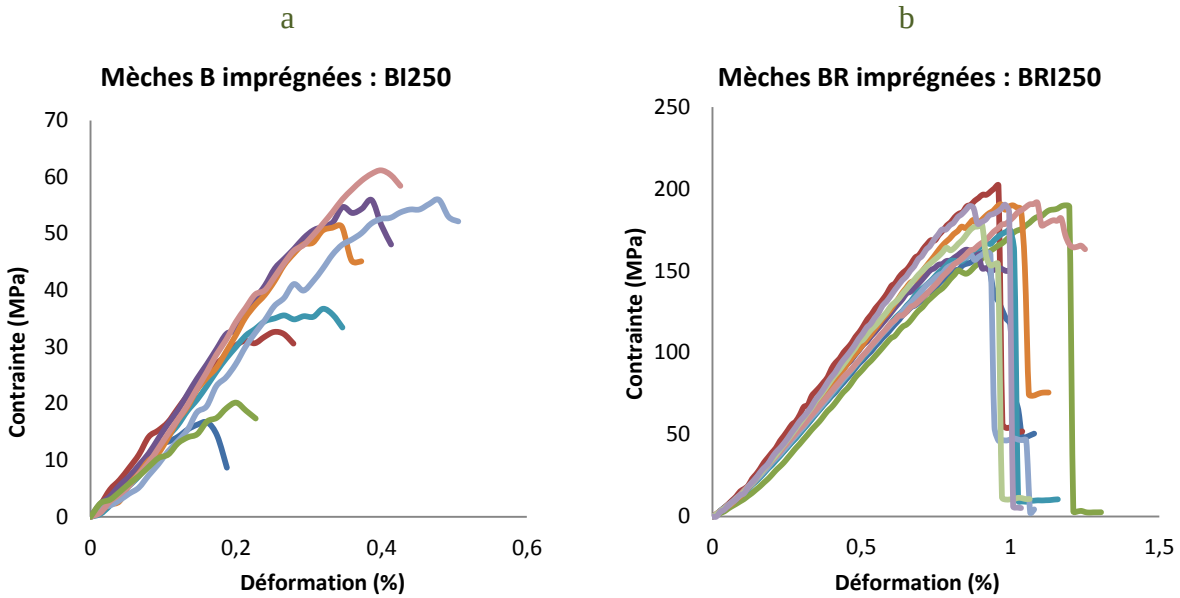


Figure 3-18: Courbes de traction sur mèches imprégnées-humides, a) mèches B, b) mèches BR.

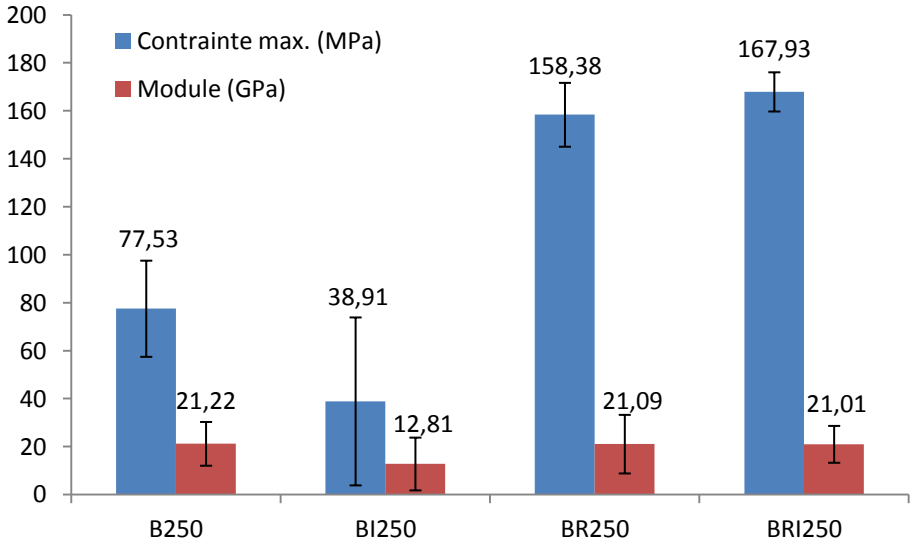


Figure 3-19 : Comparaison des propriétés mécaniques avant et après imprégnation.

Les mèches BR seraient donc plus aptes à convenir au procédé d'enroulement filamentaire. En se référent aux propriétés des mèches BR et en prenant un coefficient de sécurité de 2, une tension d'enroulement de l'ordre de 25 N (≈80 MPa) peut être proposée pour ce type de mèche.

3.3.3.7 Propriétés des mèches imprégnées-durcies

Les résultats précédents ont montré que le rôle du liant est déterminant pour la compatibilité des mèches avec le procédé d'enroulement. Le liant est présent aux interfaces entre paquets de fibres au sein de la mèche. Pour voir l'impact de la présence du liant sur les propriétés mécaniques du composite, des essais de traction ont été réalisés sur des mèches B et BR imprégnées d'époxy et durcies. Les deux lots sont désignés par BC250 et BRC250. La fraction massique de fibres mesurée est respectivement de 0,23 et 0,315 pour le lot BC250 et BRC250. En prenant la masse volumique de la fibre à 1,53 g/cm^3 et celle de la matrice à 1,15g/cm^3, les fractions volumiques de fibres sont calculées. Elles sont respectivement de 0,19 et 0,26 pour le lot BC250 et BRC250.

Le comportement et les propriétés mécaniques en traction des mèches imprégnées-durcies sont donnés sur la Figure 3-20. Les mèches imprégnées-durcies présentent un comportement fragile dans les deux cas Figure 3-20 a.

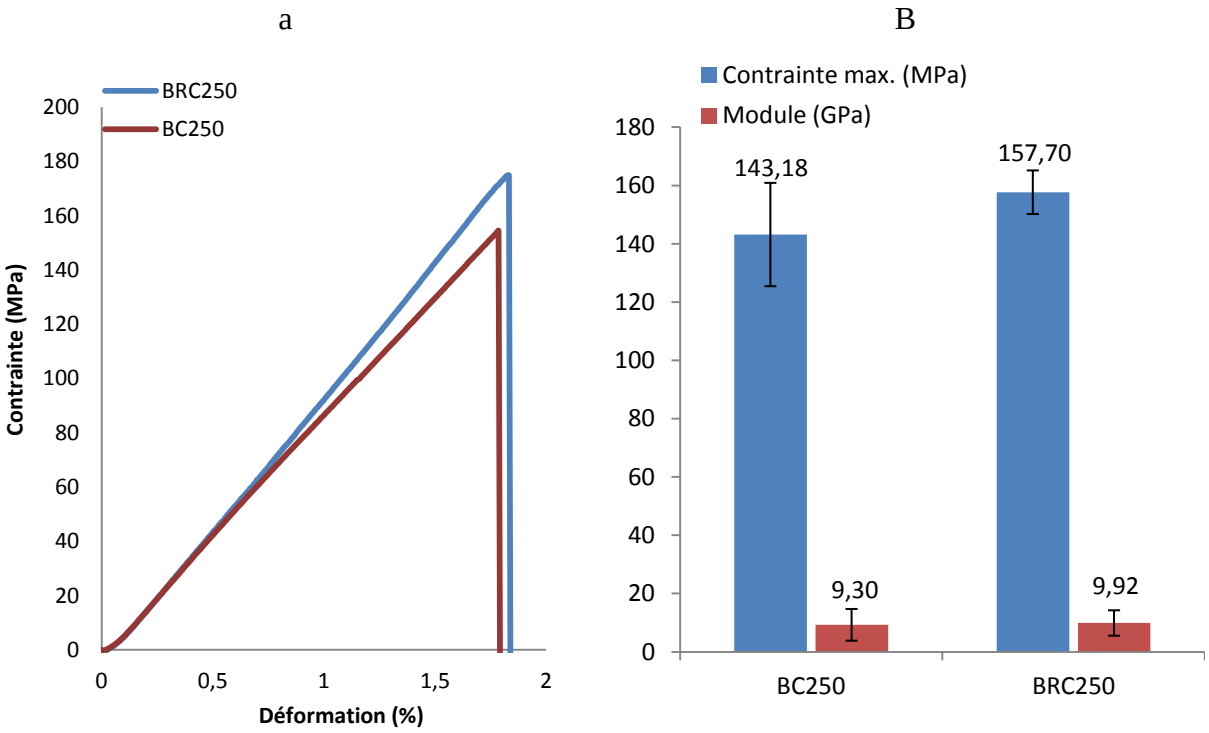


Figure 3-20: Mèches imprégnées-durcies a) comportement, b) propriétés mécaniques.

Pour juger de la qualité du composite et savoir dans quelle mesure l'ensemble des fibres au sein des mèches imprégnées-durcies contribuent au renforcement, les propriétés équivalentes du renfort peuvent être estimées à partir des résultats expérimentaux. Les formules Eq 1-1 et Eq1-2 du chapitre 2 peuvent être reprises pour estimer le module longitudinal, E_f^{eq}, et la résistance à la traction, $\sigma_f^{r\,eq}$ du renfort équivalent.

$$E_f^{eq} = \frac{E_x - (1 - V_f)E_m}{V_f} \quad \textbf{Eq 3-2}$$

$$\sigma_f^{r\,eq} = \frac{\sigma_x^r E_f^{eq}}{\left(E_f^{eq} V_f + (1 - V_f)E_m\right)} \quad \textbf{Eq 3-3}$$

où E_x et σ_x^r sont respectivement les valeurs expérimentales de la contrainte maximale et du module des mèches imprégnées-durcies (étiquettes de la Figure 3-20 b). E_m, module d'Young de la matrice époxy est pris à 3,2 GPa conformément à la fiche technique. Les propriétés estimées du renfort équivalent sont données dans le Tableau 3.6.

	E_f^{eq} (GPa)	$\sigma_f^{r\,eq}$ (MPa)
BC250	35,32	543,61
BRC250	29,05	461,80

Tableau 3.6: Propriétés du renfort équivalent.

Un écart important est observé entre les propriétés E_f^{eq} et $\sigma_f^{r\,eq}$ du renfort équivalent et les 50-60 GPa et 800-1135 MPa [44] pour le module et la résistance à la traction de la fibre élémentaire.

Un facteur de 1,6 à 1,9 est obtenu sur les modules. La cause de cet écart de module peut être attribuée au fait que l'ensemble des fibres présentes à l'intérieur des paquets de fibres au sein de la mèche ne participent pas nécessairement à la rigidité du composite du fait qu'elles ne sont pas toutes bien imprégnées par la résine [34, 38, 117].

Le fait que les fibres soient disposées en paquets au sein de la mèche fait aussi qu'un écart soit observé entre les $\sigma_f^{r\,eq}$ et la résistance à la traction des fibres élémentaires. En effet, la pectine présente aux interfaces entre fibres au sein d'un paquet a une résistance à la traction plus faible que celle des fibres [38, 115]. La résistance à la traction du renfort équivalent diminue donc lorsque les fibres sont sollicitées en paquets. Et pour cause, les valeurs $\sigma_f^{r\,eq}$ sont plus en accord avec la résistance à la traction des paquets de fibres, entre 600-800 MPa [64, 115].

La comparaison entre les propriétés équivalentes du renfort dans le Tableau 3.6 montre que le liant est, au moins en partie, à l'origine des écarts précédemment observés. Le liant de la mèche B permet de tirer meilleur profit des propriétés mécaniques des fibres élémentaires, environ 20% de mieux. Cela peut s'expliquer par le fait qu'il a été observé dans la section précédente que l'imprégnation par la résine avait pour effet de dissoudre ce liant, et que donc plus de fibres seraient à même d'être mieux imprégnées. Cependant, bien que les

mèches B conduisent comparativement à de meilleures propriétés dans le composite, leur potentiel de mise en forme en enroulement filamentaire par voie humide semble limité par le liant. Un compromis est donc à faire entre la compatibilité du renfort pour l'enroulement filament et la maximisation des propriétés mécaniques du composite résultant.

Du point de vue de l'éco-conception et sur le plan concurrentiel avec la fibre de verre les propriétés du Tableau 3.6 sont intéressantes et encourageantes. La fibre de verre a un module d'Young de 72 GPa pour une masse volumique de 2,56 g/cm^3, ce qui donne un module spécifique de 28 GPa/g/cm^3. Le module spécifique des renforts équivalents donne 23 GPa/g/cm^3 pour les mèches B et 19 GPa/g/cm^3 pour mèches BR. En terme de modules et à masse équivalente, le potentiel de ces renforts de lin n'est donc pas loin de celui de la fibre de verre sachant que de meilleurs résultats auraient probablement pu être obtenus par une post-cuisson de la résine.

3.3.4 Résultats et analyses mésoscopiques

Dans la partie précédente, il a été vu que le mode de rupture de la mèche évolue en fonction de la longueur. Il a été avancé que la chute de l'effort en cascade pouvait être attribuée à une rupture en groupes de paquets de fibres. Pour confirmer cette explication, le champ de déplacement a été suivi sur des éprouvettes par la méthode de corrélation d'images. La Figure 3-21a présente un essai de traction sur une éprouvette de 50 mm de long. Les marqueurs représentent les états où les résultats de la corrélation d'images seront présentés. L'éprouvette est munie d'un mouchetis bicolore dans la zone d'intérêt, représentée sur la Figure 3-21b. qui se situe au milieu de celle-ci. Le rapport mm/pixel est de 1,39x10^{-2}. La zone d'intérêt est quadrillée avec un pas de grille de 5 pixels pour une taille de motifs de 30 pixels.

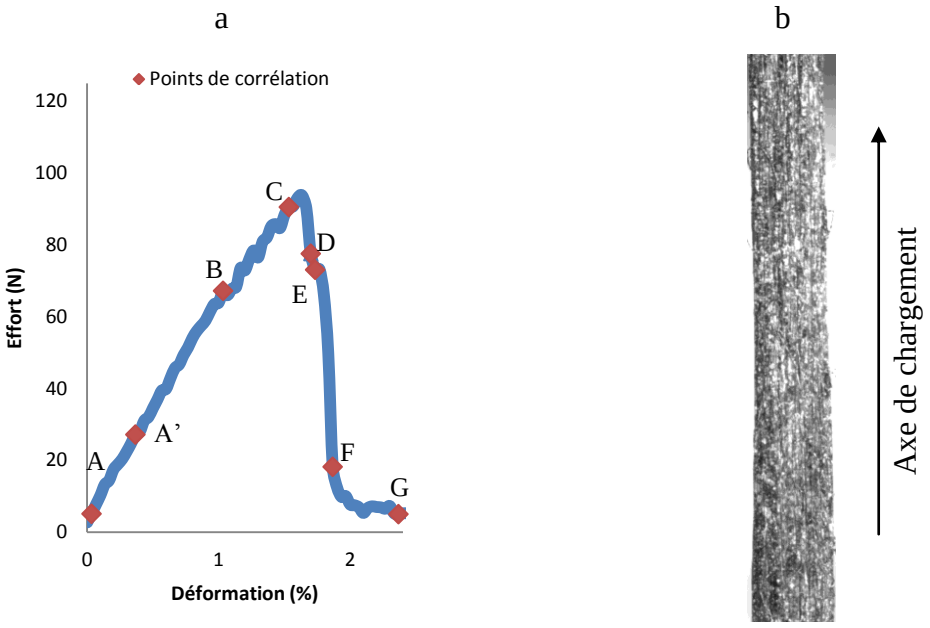


Figure 3-21: a) Courbe de traction et les états correspondant à la corrélation, b) l'éprouvette et son mouchetis.

3.3.4.1 Le mode de rupture par groupe de paquet de fibre

Le champ de déplacement 2D aux différents points de corrélation est donné sur la Figure 3-22. Les labels tout à gauche sont gradués en pixel. Sur la première série de graphiques (Figure 3-22 a), les zones en noir sont des zones où le calcul n'a pas pu être effectué à cause de l'absence de matière (à gauche et à droite de chaque graphique) ou à cause de la taille du motif. Sur la deuxième série de graphiques, les zones en noir qui apparaissent sont dues à la perte des motifs à cause de l'endommagement.

La première série de graphiques, état A à C, affichent le champ de déplacement avant que l'effort maximal ne soit atteint pour cet essai. Comme attendu, un gradient de déplacement résultant de la traction peut être observé.

La deuxième série de graphiques, Figure 3-22 b, affiche le champ de déplacement après l'effort maximal. A l'état D, une amorce de décollement dans l'axe de la mèche est observée et l'effort de traction chute en conséquence. Ce décollement continue de se propager le long de l'axe jusqu'à entrainer la rupture d'un premier groupe de paquets de fibres, état E. Une légère stabilisation de l'effort est observée lors de la propagation de ce premier décollement avant la rupture d'un deuxième groupe de paquets de fibres à l'état F. La rupture du deuxième groupe de paquets de fibres provoque une chute importante de l'effort. La taille de ce groupe est de l'ordre de 700 µm, beaucoup plus grande que l'ordre de grandeur de la taille d'un paquet de fibres, 50-100 µm [10]. Cependant, la rupture de la mèche n'est pas encore totale à l'état F puisqu'un gradient de déplacement peut encore être observé dans la

partie centrale. Il se produit aussi un décollement supplémentaire à droite de la mèche. La rupture complète est a lieu à l'état G avec la rupture d'un autre groupe de paquet de fibre. Le déplacement de corps rigide peut alors être observé entre les deux parties restantes.

La rupture totale de la mèche vient bien après la rupture du groupe de paquets de fibres observée à l'état F. La déformation globale de la mèche entre ces deux états (G et F) est de 0,5 %. Ceci laisse supposer non seulement un état de déformation hétérogène mais éventuellement un retard d'activation en déformation de ce dernier groupe. L'analyse du champ de déformation longitudinale permettra de mettre en évidence ce phénomène.

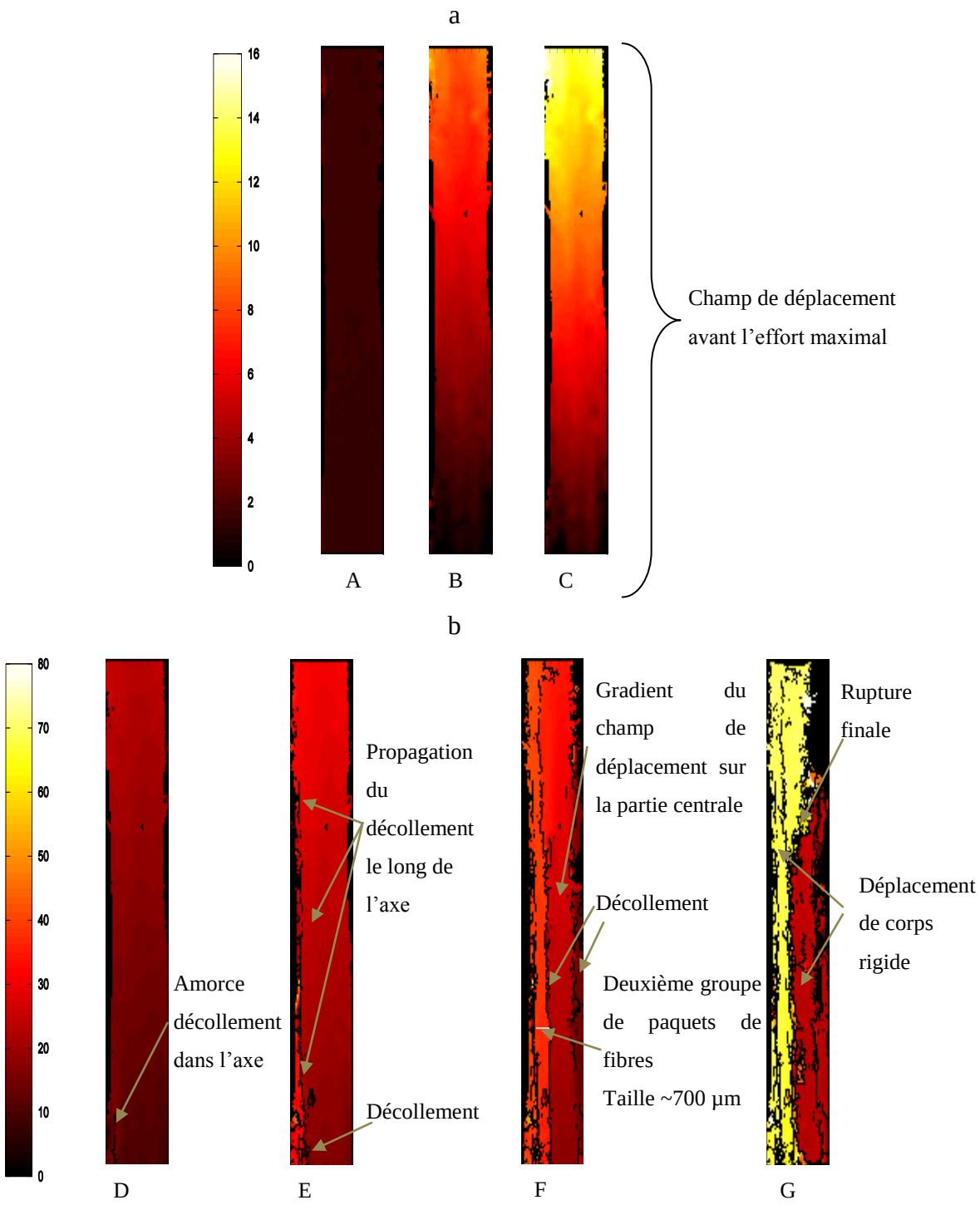


Figure 3-22: Champ de déplacement a) avant l'effort maximal, b) après l'effort maximal.

Remarques

Il est à noter que l'analyse par corrélation d'images a été possible sur la mèche de lin même après la rupture grâce au maintien des fibres en paquets par le liant. La Figure 3-23 montre la comparaison entre une mèche de lin et une mèche de verre après la rupture. La mèche de verre étant constituée de filaments libres, une fois rompues, ces derniers sortent de l'axe de la mèche. Dans ces conditions les motifs de corrélation sont perdus et le calcul ne

peut pas avoir lieu. Ceci n'étant pas le cas pour la mèche de lin, la corrélation a pu être faite jusqu'à la rupture totale sans perdre trop de motifs.

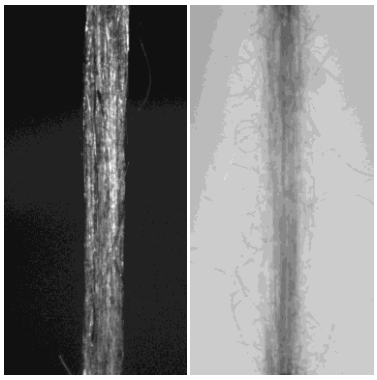


Figure 3-23: Comparaison entre une mèche de lin (gauche) et une mèche de verre (droite) après rupture.

3.3.4.2 Champs de déformation

Les champs de déformation longitudinale des états A à D mesurés pour cet essai sont donnés sur la Figure 3-24, l'unité du label est le %. La base de jauge utilisée pour le calcul des déformations longitudinales est de 4 mm.

L'état A correspond à l'état initial, il n'y a donc pas de déformation dans la mèche. A l'état A', il peut être observé qu'une région particulière entre à peine en traction. Il y a là un phénomène de retard d'activation en déformation pour cette zone de la mèche. Le retard d'activation traduit le fait que l'ensemble des constituants d'une mèche n'entre pas dans un état de déformation au même moment. Dans l'absolu, ce phénomène a toujours lieu car il est impossible d'obtenir une éprouvette au sein de laquelle tous les éléments sont parfaitement alignés et exactement de la même longueur. Cela dit, ce phénomène fréquent pour des éprouvettes de faibles longueurs peut être minimisé dans une large mesure moyennant un certain nombre de précautions, notamment celles qui ont été prises dans la préparation des éprouvettes (Figure 3-6). Dans le cas de mèches constituées de filaments continus et libres de se déplacer entre eux, ce phénomène se traduit par l'apparition d'une plage non-linéaire très étendue en début de traction au cours de laquelle la mèche se rigidifie progressivement, le temps que l'ensemble les filaments entrent en traction. Or ce n'est pas ce qui est observé sur la courbe de traction de la Figure 3-21 entre l'état A et A'. Tout au contraire, le comportement est quasi linéaire, ce qui veut dire que la majorité des constituants travaillent déjà en traction. Il peut être néanmoins constaté que le retard d'activation est local. La présence du liant dans la mèche fait que les groupes de paquets de fibres sont liés entre eux dans la direction

transverse et que de ce fait le retard d'activation peut exister localement (Figure 3-25b), si des irrégularités sont présentes dans la mèche (Figure 3-25a). Ce type d'irrégularités peut donc être à l'origine du retard d'activation observé à l'état A'.

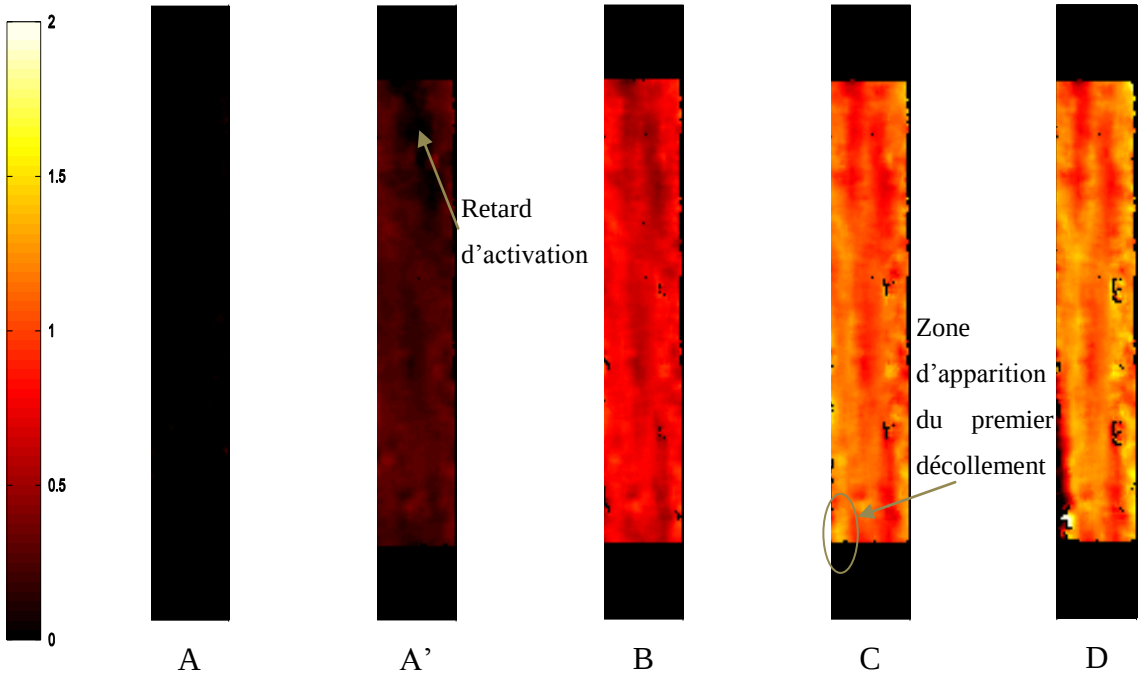


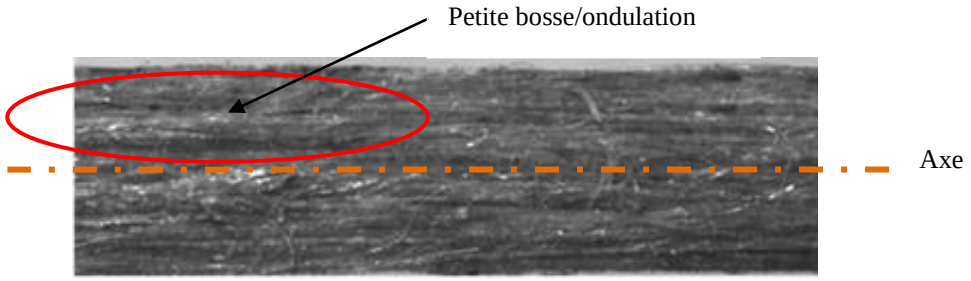
Figure 3-24: Champs de déformation longitudinale $\boldsymbol{\varepsilon_{xx}}$.

Au cours de l'essai, les interfaces telles que représentées sur la Figure 3-25 b doivent rompre successivement au fur et à mesure sur la mèche se tend. Ces micro-ruptures pourraient être à l'origine des sauts observés sur la courbe de traction (Figure 3-21a) entre l'état B et C.

Globalement de l'état A' à D, il peut être observé que le champ de déformation longitudinale n'est pas réparti de façon homogène dans la mèche lors de la traction. L'hétérogénéité du champ de déformation longitudinale peut être attribuée à un état d'activation différent entre les groupes de paquets de fibres. Ce qui pourrait donc engendrer le mode de rupture par groupes de paquets de fibres en cascade. Il est à noter que les motifs en noir apparaissant sont des artefacts dûs au calcul de la déformation avec la base de jauge.

Par une identification entre les hétérogénéités du champ de déformation à l'état D (groupes de paquets à des états d'activation différents) et le champ de déplacement à l'état G où les lignes de rupture séparant les groupes de paquets sont visibles, l'ordre de rupture de la (Figure 3-22b) peut être mis en correspondance avec l'état de déformation de chaque paquet (Figure 3-26). Il peut être remarqué particulièrement que la zone qui a été activée le plus tard est celle où a lieu la rupture finale.

a



b

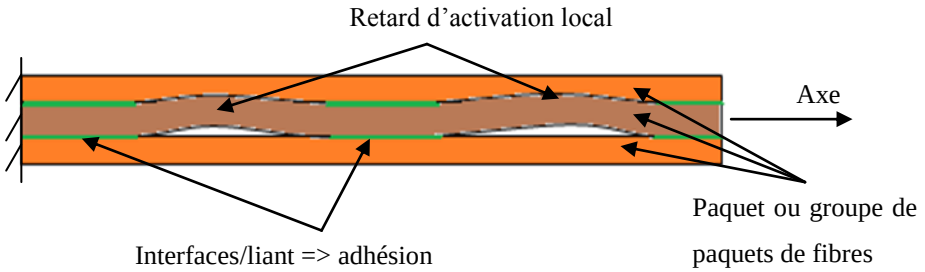


Figure 3-25: Irrégularités le long de la mèche.

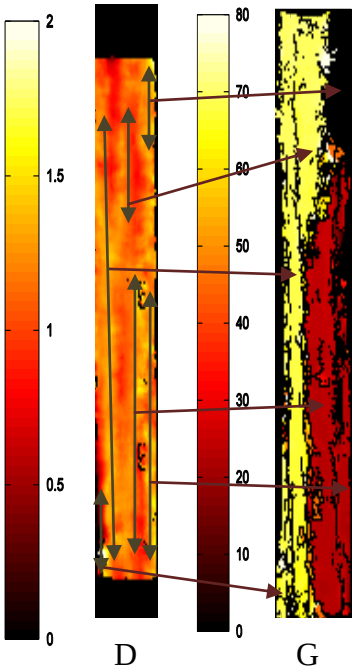


Figure 3-26: Correspondance entre l'état de d'activation des groupes de paquets avec l'état de rupture.

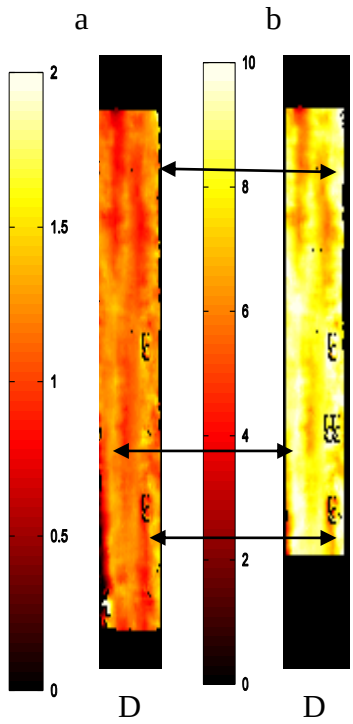


Figure 3-27: Champs de déformation a) longitudinale et b) en cisaillement.

La Figure 3-27b affiche le champ de déformation en cisaillement à l'état D. La base de jauge utilisée pour le calcul de ce champ est de 4 mm dans la direction longitudinale et de 278µm dans le sens transversal. La correspondance de ce champ avec le champ de déformation longitudinale révèle que les groupes de paquets de fibres subissent à la fois une déformation longitudinale et un cisaillement important en son sein.

Il est important de faire remarquer que l'arrangement des paquets de fibres au sein de la mèche est lié à son architecture et est « figé » par le liant et que par conséquent, quels que soient les précautions de préparation d'éprouvettes et de conditions d'essai, l'apparition du phénomène tel que représenté sur la Figure 3-25 est une irrégularité de constitution qui ne peut pas être évitée. Cependant, si la différence des longueurs engendrée par une ondulation hors plan du paquet ou groupe de paquets se moyenne lorsque la taille de l'éprouvette augmente[135], alors ce phénomène disparait peu à peu. Or, il est observé sur la Figure 3-14 à 250 et 500 mm de longueur que le mode de rupture finit par disparaitre complètement.

3.4 Retour sur les données d'entrée du dimensionnement

Les essais sur les mèches imprégnées-durcies ont montré que du fait que les fibres ne sont pas individualisées mais présentes en paquet au sein de la mèche, les propriétés mécaniques du composite dérivé sont inférieures à ce qui peut être attendu à partir des propriétés des fibres élémentaires. La présence d'interfaces telles que la pectine ou le liant ne permet pas la contribution de l'ensemble des fibres élémentaires aux propriétés mécaniques du composite. Ceci a une conséquence sur le calcul des propriétés du pli élémentaire à partir des constituants tel que envisagé dans le chapitre 2.

Par conséquent, à moins d'utiliser un renfort qui implique que les fibres élémentaires soient bien individualisées dans le composite, ce sont les propriétés du renfort équivalent, E_f^{eq} et $\sigma_f^{r\,eq}$qui doivent de préférence être prises à la place de E_f et σ_f^r dans les formules d'homogénéisation pour éviter de surestimer les propriétés mécaniques du composite.

Cela dit, les propriétés mécaniques du renfort équivalent à utiliser ne semblent pas être évidentes à déterminer autrement que par l'expérience. En effet, les propriétés mécaniques équivalentes obtenues avec les mèches B sont différentes de celles obtenues avec les mèches BR pour une même méthode de fabrication. La différence étant dans ce cas-ci due au type de liant dans les mèches. Charlet et al. [117] ont par ailleurs constaté que les propriétés mécaniques équivalentes étaient aussi dépendantes du procédé de fabrication. Dans leur campagne d'essai, ils trouvent pour un même renfort dans un composite lin/polyester des propriétés mécaniques équivalentes de 500 MPa et de 37 GPa pour la résistance à la traction et le module dans le cas d'un moulage par compression et des propriétés respectives de 800 MPa et de 27 GPa pour un moulage au contact à la main. Une étape de validation des propriétés mécaniques par l'expérience semble donc incontournable au bon dimensionnement de pièces composites à base de fibres de lin.

Une mise à jour du cahier des charges de fabrication en tenant compte des propriétés équivalentes du renfort est donnée dans le Tableau 3.7 L'épaisseur d'une couche est également mise à jour à 0,7 mm.

Orientations non-courantes

Cahier des charges de fabrication							
Conception du stratifié							
	Longueur utile	L=	1000	**mm**			
	Epaisseur	e_s=	5,60	**mm**			
	Nombres de couches	n_c=	8				
		à 0°	0				
		à 90°	0				
		à +/-33°	4				
	Stratification : alterner successivement les couches						
	Taux de fibre min.	V_f=	40	%			
Section (rectangulaire)		h=	100	**mm**			
		l=	80	**mm**			
Flux d'effort							
	Normaux	Nx=	183,93	**N/mm**		Points supérieures	
		Nx=	-183,93	**N/mm**		Points inférieures	
	Tangentiel	Txz=	129,40	**N/mm**			
Contraintes max. dans les plis						*Contraintes admissibles*	
	Normales	selon l	63,15	**MPa**	<	215,29	**MPa**
		selon t	20,93	**MPa**	<	42,95	**MPa**
	Tangentielle		17,87	**MPa**	<	33,33	**MPa**
Déplacements attendus						*Déplacements admissibles*	
		Flèche max.=	**4,884**	**mm**	<	5	**mm**
		Angle de torsion max.=	**1,449**	**°**	<	1,5	**°**

Tableau 3.7: Cahier des charges de fabrication, couches à ± 33°.

3.5 Conclusions et perspectives

L'étude menée au cours de ce chapitre sur le potentiel d'une architecture de mèches plates unidirectionnelles pour le renforcement de pièces composites, obtenues notamment par enroulement filamentaire a été évaluée pour deux liants (mèches B et mèches BR).

Les conditions de procédé ont été approchées par différentes conditions d'essai de traction ; à l'état sec, à différents taux de déformation et à l'état imprégné-humide.

L'influence de la longueur d'éprouvette a été étudiée sur le renfort sec en traction quasi-statique. Il a été observé que les propriétés mécaniques diminuaient jusqu'à atteindre un plateau de stabilisation. Cette évolution des propriétés mécaniques a été mise en relation avec la constitution de la mèche en passant par la distribution des longueurs de fibres élémentaires. La distribution des longueurs des fibres élémentaires au sein des éprouvettes semble aussi expliquer les dispersions observées pour des essais à de faibles longueurs.

Il a été aussi observé que le comportement à la rupture dépendait aussi de la longueur d'éprouvette et que cette dépendance était également liée à la constitution de la mèche. Lorsque la longueur diminue, la rupture des fibres élémentaire prédomine. Lorsque la

longueur augmente, il apparait un mode de rupture par groupes de paquets fibres. Ce mode de rupture a pu être observé par corrélation d'images grâce à l'analyse du champ de déplacement. L'analyse du champ de déformation longitudinale a permis d'attribuer en partie ce mode de rupture à des retards d'activation locale en déformation. La méthode de corrélation d'images s'est relevée être particulièrement utile dans l'analyse mésoscopique de la mèche. Elle est rarement applicable pour l'observation locale du comportement des mèches (notamment dans la zone de rupture) mais l'architecture de la mèche ici étudiée le permet. Il serait intéressant de pousser les analyses mésoscopique plus loin avec cette méthode. Par exemple, voir s'il y est possible de caractériser un coefficient de Poisson de la mèche ou faire une étude de la dispersion des propriétés localement.

L'étude de l'influence de la longueur a permis d'identifier un intervalle, entre 125 et 250 mm, de longueur d'éprouvette à partir duquel la constitution et les propriétés de la mèche sont stables, permettant ainsi de définir une longueur minimale représentative de la mèche. La longueur représentative est prise pour l'évaluation du potentiel des mèches et pour la comparaison de l'effet des deux liants.

L'influence du taux de déformation souligne un comportement visqueux de la mèche mais dont l'effet est minime. Le module et la résistance à la traction augmentent légèrement entre un taux de déformation de $1{,}33x10^{-4}$ s^{-1} et $1{,}33x10^{-3}$ s^{-1} et ne montrent pas d'évolution significative à $1{,}33x10^{-2}$ s^{-1}.

La comparaison des propriétés en traction à l'état sec des mèches montre que le liant de la mèche BR apporte plus de cohésion que le liant de la mèche B sans pour autant en modifier leurs modules. Les mèches BR ont une résistance à la traction de l'ordre du double de celle des mèches B valant respectivement 50 et 25 N. La cohésion des deux mèches à l'état sec est compatible avec les tensions minimales nécessaires à l'enroulement filamentaire.

Cependant, il a été constaté qu'alors que les propriétés mécaniques des mèches BR restaient stables après imprégnation-humide, celles des mèches B en étaient considérablement affectées. Les mèches B perdent environ la moitié de leurs propriétés initiales à l'état humide. Ce qui montre la sensibilité du liant à la résine époxyde. La cohésion apportée par le liant de la mèche B étant dans certains cas plus assurée après imprégnation, des résistances à la rupture aussi faibles que 6 N ont été mesurées. Ces faibles valeurs sont signes de ruptures lors du procédé d'enroulement. Le choix du liant est donc déterminant pour une compatibilité avec un procédé donné de fabrication/mise en forme.

Les mèches BR sont donc plus aptes à convenir au procédé d'enroulement filamentaire puisqu'elles ont la cohésion nécessaire que ce soit à l'état sec ou humide. Les risques encourus avec les mèches B pour l'enroulement sont plus important ; ruptures fréquentes ou décohésion dans la préforme imprégnée.

Afin d'évaluer l'impact que peut avoir la présence du liant dans les mèches sur les propriétés mécaniques d'un composite dérivé, des lots d'éprouvettes ont été imprégnées d'époxy puis durcies. Les propriétés mécaniques de ces mèches imprégnées-durcies en traction ont été mesurées. Globalement, des propriétés mécaniques intéressantes ont été obtenues. Néanmoins, le calcul des propriétés mécaniques du renfort équivalent montre un écart avec ce qui peut être attendu à partir des propriétés des fibres élémentaires. Les causes de ces écarts sont attribuées à la présence du liant dans la mèche et à la présence des fibres sous forme de paquets. En effet, les propriétés du renfort équivalent pour les mèches B et BR étant différentes, ceci démontre que le liant en est au moins en partie la cause. Le liant des mèches B semble permettre une meilleure contribution des fibres aux propriétés du composite par une meilleure imprégnation des fibres. La sensibilité du liant à l'imprégnation-humide observée dans les essais précédents confirme ce point.

De manière générale, bien que le liant ait un effet bénéfique pour la cohésion de la mèche, en contrepartie sa présence provoque des pertes en termes de propriétés mécaniques du composite dérivé. Ces observations impliquent qu'il faut trouver un compromis dans le choix du liant. Toutefois, pour quantifier la part qui est vraiment due au liant de la part liée à la pectine (du fait de la présence des fibres en paquets), il faudrait faire des essais similaires sur le roving brut. En effet, les marges de manœuvre en termes d'amélioration ne sont pas les mêmes. Dans un cas il s'agit d'améliorer la nature du liant pour trouver le meilleur compromis entre cohésion et aptitude à permettre l'imprégnation des fibres. C'est l'objet de la thèse d'Emilie Capelle actuellement en cours au Laboratoire Prisme de l'Université d'Orléans. Dans l'autre cas, il s'agit d'individualiser au plus les fibres de sorte à réduire la taille des paquets de fibre.

Du point de vue du dimensionnement, l'impact de la présence du liant sur les propriétés mécaniques du composite dérivé remet en cause les propriétés des constituants à utiliser dans la chaine de calcul. Il est préférable d'utiliser en donnée d'entrée les propriétés du renfort équivalent afin d'éviter la surestimation des performances mécaniques lors du dimensionnement.

L'étude conduite dans ce chapitre a aussi permis de montrer que cette architecture de mèche pouvait être un scénario alternatif à l'utilisation des mèches filées en termes de potentiel de mise en forme et de propriétés mécaniques. Afin de conclure de façon objective si l'utilisation de mèches plates unidirectionnelles va dans le sens de l'éco-conception, il faudrait faire une analyse de cycle de vie du procédé dit de « passage » et la confronter avec celle du procédé de filage.

La compatibilité des mèches avec le procédé d'enroulement, envisagé pour fabriquer les pièces, a été évaluée et la caractérisation des mèches imprégnées-durcies a permis d'alimenter en données d'entrée certaines propriétés mécaniques de la chaine de calcul du chapitre 2. Les cahiers des charges de fabrication des pièces ont donc été mis à jour suivant ces résultats. Il serait donc intéressant à présent de juger de la qualité et les performances des pièces dans leurs structures finales. C'est l'objet du chapitre suivant.

Chapitre 4

Analyse des pièces fabriquées

Associée à la démarche présentée en introduction de ce manuscrit, ce chapitre s'inscrit dans l'Axe 3 : analyse des pièces, et de son lien avec les procédés (intersection 2-3 schématisé sur le triptyque (Figure 1.5)). L'objectif de ce chapitre est de faire une analyse des pièces fabriquées par les procédés sélectionnés. Comme présentés dans le chapitre 2 associé au dimensionnement, le procédé d'enroulement a été sélectionné pour la fabrication de prototypes à l'échelle 1 pour répondre aux critères du cas de charges et le procédé de moulage par compaction interne a été retenu pour la réalisation de démonstrateurs. La notion de démonstrateur renvoi ici à la réalisation de pièce de taille inférieure destinées à montrer le fonctionnement et la faisabilité du procédé. Ce chapitre est ainsi découpé en deux parties.

La première partie traite de l'analyse des prototypes et a pour but de répondre à la faisabilité de l'enroulement filamentaire pour la réalisation du bras support d'éclairage opératoire à partir des mèches étudiées dans le chapitre précédent. Pour chacun des prototypes, l'analyse est associée à la tenue au cas de charges et au dimensionnement introduit dans le chapitre 2. Des corrélations entre le comportement mécanique identifié expérimentalement, en flexion et en torsion, et le modèle numérique de dimensionnement par éléments finis seront apportées.

La deuxième partie se propose d'apporter la preuve de concept du procédé de moulage par compaction interne par la réalisation de démonstrateurs et de l'analyse de leurs qualités. A l'issue de chaque partie, le potentiel du procédé est discuté et des recommandations faites.

4.1 Prototypes réalisés par enroulement filamentaire

Dans le cadre de l'analyse de la faisabilité de fabriquer les pièces par le procédé d'enroulement filamentaire, trois prototypes ont été réalisés. Ils ont été commandés chez des prestataires externes sur la base d'un cahier des charges fournit par le laboratoire. Cette partie s'intéresse à l'analyse des prototypes réceptionnés sur deux niveaux. Un premier niveau d'analyse physique à l'échelle des constituants à partir de clichés sur des échantillons prélevés sur la pièce et dans les sections transversales. Ce niveau d'analyse a pour objectif de porter un jugement sur la **qualité** de la pièce (porosités, taux de fibres,…). Le deuxième niveau

d'analyse est fait à l'échelle de la pièce sur la base d'essais mécaniques afin d'évaluer les **performances** des prototypes.

Avant d'aborder l'analyse des prototypes, quelques généralités sur les paramètres du procédé influençant la qualité des pièces réalisées par enroulement filamentaire sont présentées et dans un deuxième temps, le dispositif expérimental pour la caractérisation mécanique des pièces est décrit.

4.1.1 Généralités sur les paramètres influençant la qualité des pièces

Le premier élément de la chaîne du procédé d'enroulement tel que décrit dans le chapitre 2 est le cantre sur lequel sont montées les bobines du renfort à enrouler sur le mandrin. Le cantre comprend un dispositif de mise en tension des mèches lors de l'enroulement. La tension d'enroulement est un paramètre clé du procédé qui permet de garantir à la fois la qualité et aussi les performances mécaniques de la pièce fabriquée. En effet, la tension exercée sur le renfort lors de la dépose sur le mandrin permet de générer un effort de pression sur ce dernier qui résulte en une compaction des couches de la préforme sur le mandrin [113]. En particulier, Cohen et al. et Mertiny et al. [110, 113] ont montré que plus la tension d'enroulement était conséquente, plus le taux de fibres moyen et maximum dans la pièce finale était élevé. En ce sens, la tension d'enroulement est un paramètre qui permet de réguler plus ou moins la fraction volumique de fibres souhaitée dans la pièce. La tension d'enroulement générant un effort normal sur le mandrin est aussi ce qui permet au renfort une fois déposé de garder sa trajectoire sur le mandrin par adhérence. Plus l'angle d'enroulement dérive de la trajectoire géodésique (90° pour mandrin de type cylindre droit), plus les risques de glissement du renfort sont élevés. Un glissement du renfort provoque donc un défaut d'alignement de ce dernier dans la préforme. D'autre part Yoon et al. [137] ont montré que la tension d'enroulement permettait aussi de faire diminuer le taux de porosité dans la pièce.

L'origine des porosités dans les pièces réalisées par enroulement viennent des bulles d'air initialement présentes dans la résine ou des bulles d'air s'emprisonnant sur le renfort au moment du passage de ce dernier sur les galets d'imprégnation. La présence de porosité dans la pièce finale conduit à une baisse des propriétés élastiques et des propriétés de résistance mécanique [138-142] et est donc un facteur caractérisant la qualité de la pièce.

L'analyse de la qualité des pièces présentée dans la suite portera sur l'observation des alignements du renfort, du taux de porosité et du taux de fibres.

4.1.2 Dispositif expérimental d'essai mécanique sur prototypes

4.1.2.1 Présentation du banc

Le banc d'essai du service prototypage de la société MAQUET a été utilisé pour la caractérisation mécanique des prototypes dans la configuration du cas de charge. Ce banc est constitué d'une ossature métallique fixée au bâti. Sur cette ossature métallique se trouve un support de fixation pour le montage de la poutre et un vérin hydraulique pour le chargement. La base du vérin est en liaison glissière sur un rail lui-même en liaison pivot avec l'ossature. Cette cinématique permet d'appliquer le chargement en un point donné de la poutre. Le vérin permet un chargement stable à partir de 80 daN.

a b

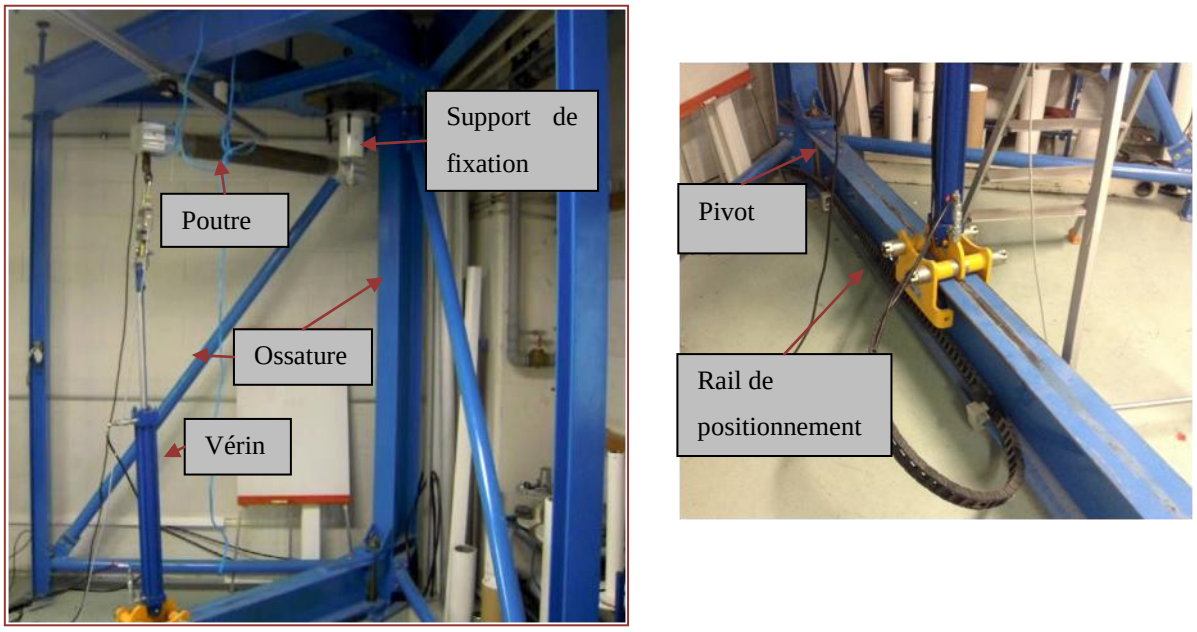


Figure 4-1 : Banc d'essai MAQUET

4.1.2.2 Interface de montage

Pour permettre le montage et le chargement des prototypes sur le banc expérimental, des interfaces de montages ont été conçus Figure 4-2 et assemblées par collage. Pour le prototype à section rectangulaire creuse, l'interface est montée par emmanchement dans le creux de la section avec un collage à simple recouvrement. Pour les prototypes à section circulaire creuse une interface avec un double emmanchement, intérieure et extérieure pour avoir un joint de colle à double recouvrement a été fait. Les épaisseurs de joint de colle sont de 0,2 mm.

a b

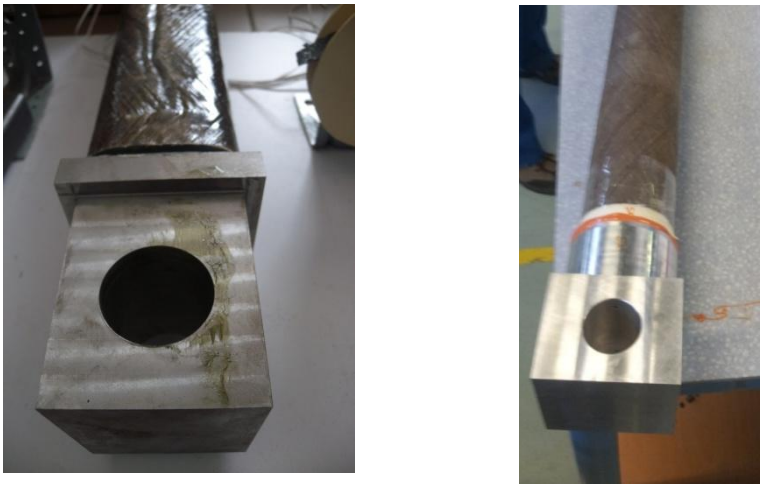


Figure 4-2: Interfaces de montage.

Avant l'application de la colle (Figure 4-3), la surface de collage est dégraissée, puis abrasée et dégraissé à nouveau (Figure 4-3a).

a b c

Figure 4-3: Etapes du collage.

Pour la section rectangulaire creuse, la colle utilisée est l'Aradilte 2000+2013. Celle utilisée pour la section circulaire creuse est 3M™ Scotch-Weld™ 9323 B/A DS-323. La raison d'une solution d'assemblage différent et un changement de colle entre les deux sections vient du fait que la première solution (simple recouvrement et Araldite) s'est montrée défaillante avant le point de rupture du premier prototype testé.

4.1.2.3 Configurations de chargement

Chaque prototype est découpé en deux tronçons ; un premier tronçon pour une caractérisation en flexion simple et un deuxième tronçon pour une caractérisation en torsion pure.

Flexion simple

Dans cette configuration de chargement, la poutre est encastrée à une extrémité et chargée à l'autre (Figure 4-4). La caractérisation en flexion simple se fait en deux temps ; premièrement par un chargement manuel avec des masselottes dans le domaine élastique (Figure 4-4 a) et deuxièmement par un chargement au vérin jusqu'à la rupture (Figure 4-4 b).

Le chargement manuel se fait dans l'intervalle [0 ;20] daN et permet de caractériser la rigidité en flexion, J_x par la mesure de la flèche à différents incréments. Le chargement au vérin permet d'aller jusqu'à la rupture et d'en déduire la contrainte maximale.

a b

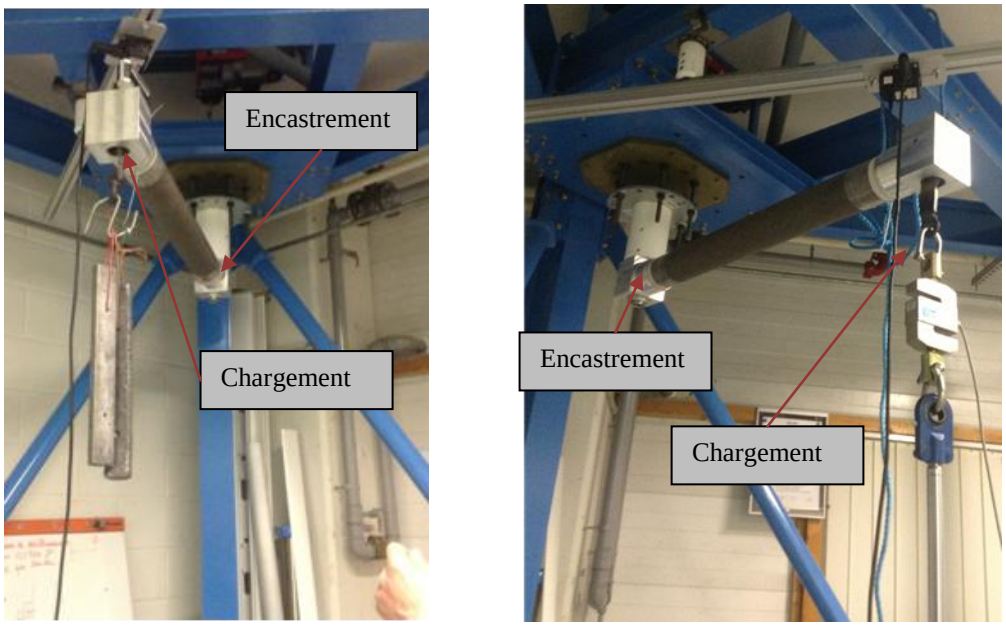


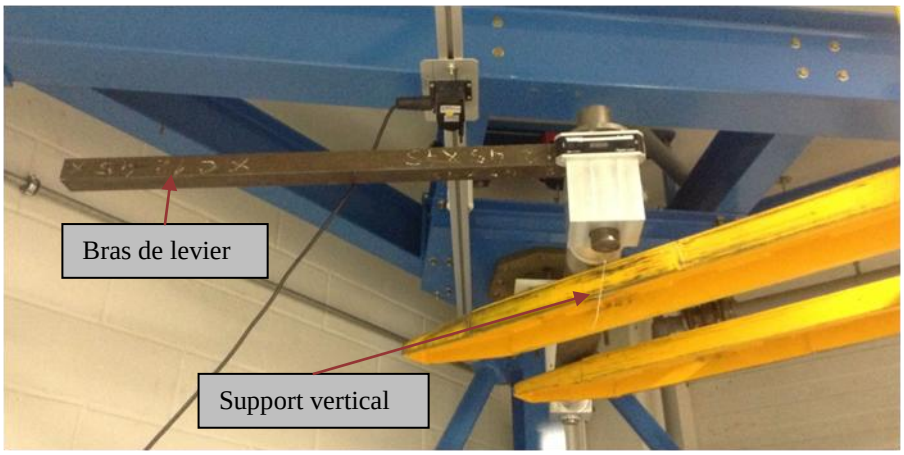
Figure 4-4 : Montage et chargement en flexion.

Torsion pure

Dans cette configuration de chargement, la poutre est encastrée à une extrémité, soutenue verticalement et chargée en torsion à son autre extrémité par un bras de levier (Figure 4-5). Afin d'empêcher que le chargement au niveau du bras de levier fasse fléchir la poutre, la poutre est soutenue verticalement par une fourche de chariot élévateur. Une pièce

en plastique est mise à l'interface entre la poutre et la fourche pour limiter le frottement lors de la rotation de la poutre sous la torsion.

a



b

Figure 4-5 : Montage en torsion.

De même que pour la flexion simple, le chargement en torsion pure se fait en deux temps. Un chargement manuel avec des masselottes dans l'intervalle [0 ; 20] daNm (Figure 4-6a) pour caractériser le module de cisaillement K. Puis un chargement au vérin jusqu'à la rupture (Figure 4-6b) pour en tirer la contrainte maximale.

a

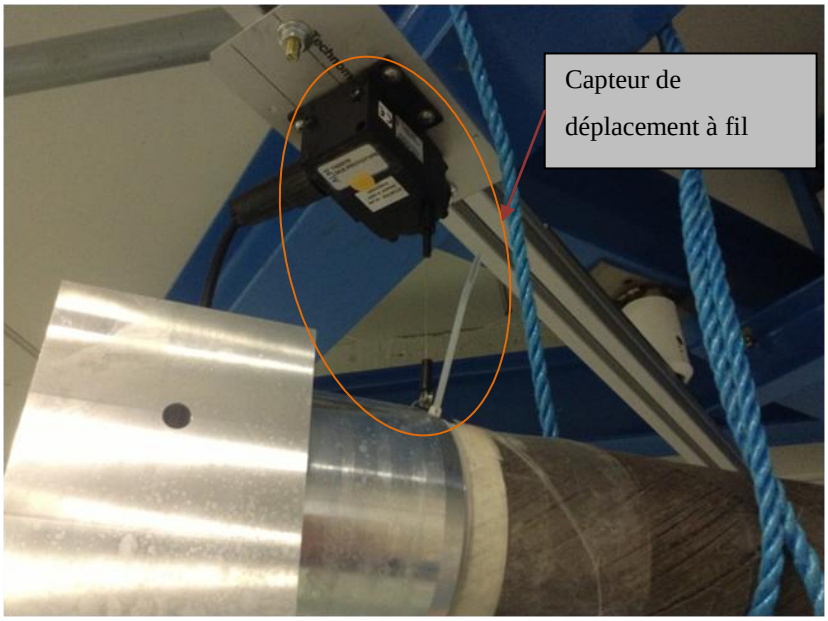
b

Figure 4-6 : Chargement en torsion.

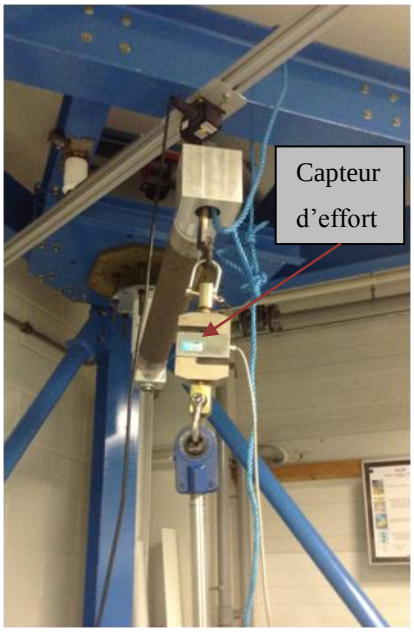
4.1.2.4 Moyens de mesures

Un capteur de déplacement à fil (Figure 4-7a) avec une précision de ±0,5 % sur l'étendue [1 ; 1000] mm est utilisé pour la mesure de la flèche. Cependant, le conditionneur possède une résolution d'affichage d'un millimètre. Un capteur de force (Figure 4-7b) monté en série entre le vérin et l'extrémité de la poutre permet de mesurer l'effort exercé avec une résolution de 10 N. Pour la mesure de l'angle de torsion, un inclinomètre électronique (Figure 4-7c) est placé à l'extrémité de la poutre. L'inclinomètre offre une précision de ± 0,08°.

a



b



c

Figure 4-7 : Moyens d'acquisition des déplacements et efforts

4.1.3 Analyse du prototype 1

Le prototype 1 a été commandé suivant le cahier des charges de fabrication donné dans le Tableau 4.1 pour une section rectangulaire creuse.

Cahier des charges de fabrication				
Conception du stratifié				
Epaisseur		e_s=	5,60	**mm**
Proportions des orientations	à 30°		50	%
	à -30°		50	%
Stratification: Alterner successivement un enroulement à 30° puis à -30°				
Taux de fibre minimum		Vf	40	**%**
Section (rectangulaire)		h=	100	**mm**
		l=	80	**mm**

Tableau 4.1: Cahier des charges de fabrication, section rectangulaire creuse.

4.1.3.1 Matériaux utilisés et paramètres de fabrication

Les mèches B, étudiées dans le chapitre 2, et une résine époxy ont été utilisées comme matière d'entrée (au moment de la commande de ce prototype, les mèches BR n'étaient pas encore disponibles). La tension exercée dans les mèches pendant l'enroulement était de l'ordre de 5 à 10 N et la vitesse de dévidement d'environ 300 mm/s. L'enroulement s'est fait par une stratification alternée d'une mèche à la fois par passage à ±30°. Un film de téflon a ensuite été déposé pour la finition, puis un tissu d'arrachage pour l'absorption de l'excès de résine et pour terminer un film thermo-rétractable pour la compaction. La préforme a ensuite été passée à l'étuve pour une cuisson à 90° C pendant 6h. Un vernis de finition a été appliqué après la cuisson de la résine.

Le fournisseur a fait remarquer des ruptures fréquentes (environ 30 ruptures au total) des mèches pendant l'enroulement. Les ruptures ayant été localisées avant et après le bac d'imprégnation.

4.1.3.2 Analyse de la qualité

La poutre telle que réceptionnée est affichée sur la Figure 4-8. Des affaissements du stratifié dans l'épaisseur peuvent être constatés sur les différentes faces. Le terme d'affaissement est utilisé pour désigner le tassement localisé des plis conduisant à une forte variation d'épaisseur. Ces affaissements n'étaient pas présent dans la préforme avant le cycle

de cuisson, ils ont donc été causés par la compaction provoquée par le film thermo-rétractable pendant la cuisson. Il y a deux niveaux de compaction à distinguer. La compaction initiale dans la préforme qui est engendrée par la tension dans les mèches lors de l'enroulement et la compaction finale qui est exercée par le film thermo-rétractable lors de la cuisson en étuve. Si la préforme n'est initialement pas suffisamment compactée par la tension dans les mèches alors des affaissements apparaissent par la compaction du film lors de la cuisson. Il se peut aussi qu'il y ait eu décohésion des mèches entre la fin de l'enroulement et durant le cycle de polymérisation, ce qui aurait pu causer des pertes de tension dans les mèches. Le fait que les affaissements soient présents au milieu des faces (âmes et semelles) montre que ce sont ces zones de la poutre qui sont les moins compactées au moment de l'enroulement. Cela se confirme avec l'observation de la variabilité de l'épaisseur de la section.

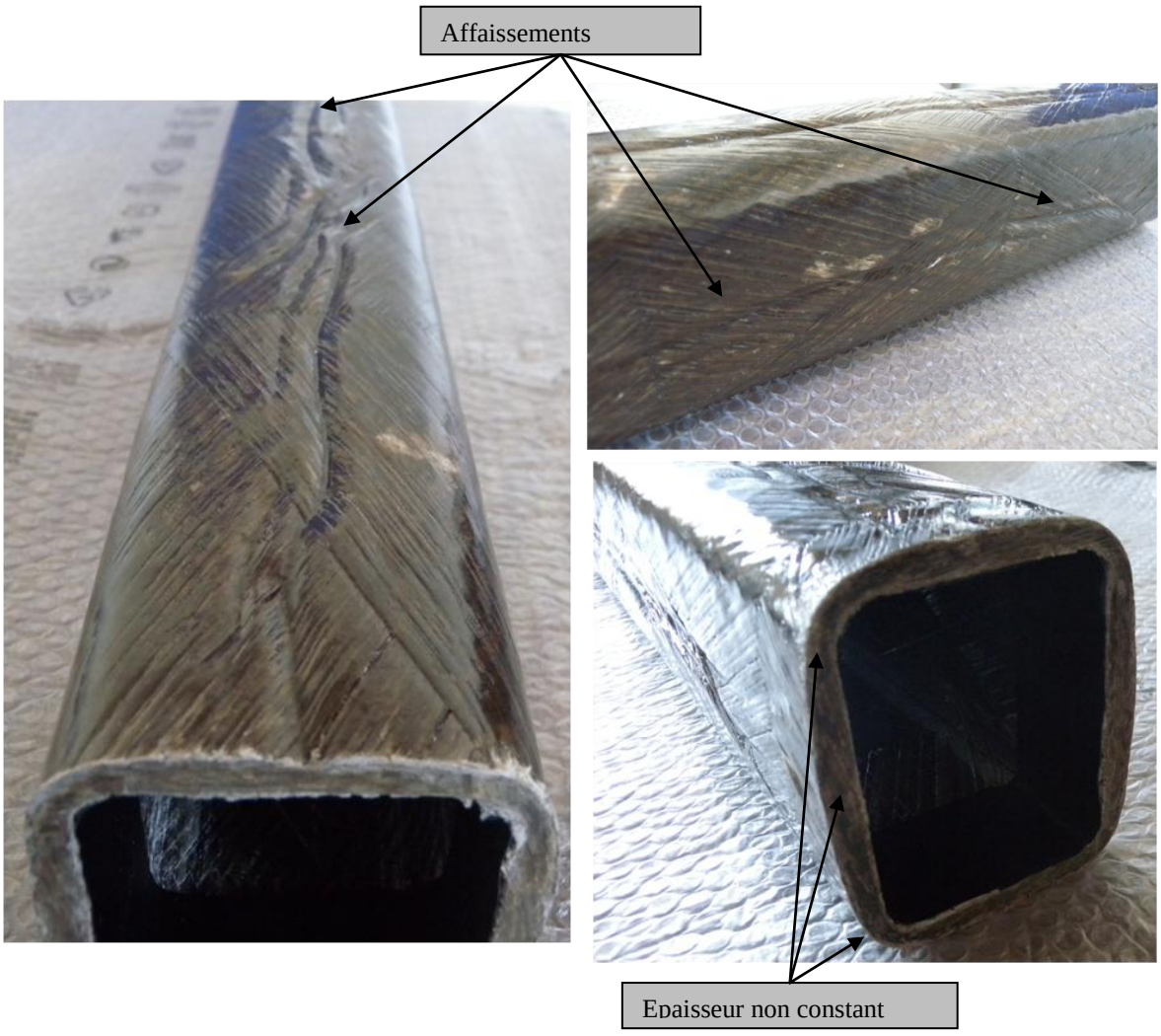


Figure 4-8: Vues en perspective du prototype 1

L'épaisseur n'est pas constante autour de la ligne moyenne (Figure 4-8). Les statistiques des relevés de l'épaisseur sont données dans le Tableau 4.2. L'échantillonnage des relevés est présenté selon qu'il se situe au niveau des coins, des semelles ou des âmes. Les relevés montrent que l'épaisseur est plus faible dans les coins de la poutre et plus grande au milieu des faces (semelles et âmes). Ceci est causé par le fait que l'ensemble de l'effort normal engendré par la tension d'enroulement dans les mèches est concentré dans les coins et que quasiment aucun effort normal de « compaction » n'est présent au niveau des faces planes. Ceci explique aussi pourquoi lors de l'enroulement, la compaction est moins bonne sur les faces et qu'elles sont plus sujettes à s'affaisser.

Statistiques	**Epaisseurs aux coins (mm)**	**Epaisseur aux semelles (mm)**	**Epaisseur aux âmes (mm)**	**Epaisseur (mm)**	**Angle d'enroulement (°)**
Moyenne	9,04	11,72	11,90	**10,89**	29,73
Maximum	10,25	13,37	13,41	13,41	30,55
Minimum	7,25	10,60	10,87	7,25	28,99

Tableau 4.2: Relevés sur prototype 1

Il est connu que l'épaisseur soit variable dans le cas d'une section rectangulaire ou carrée pour les poutres réalisées par enroulement filamentaire pour les raisons citées plus haut. Cependant, avec suffisamment de tensions lors de l'enroulement, la variabilité de l'épaisseur et les risques d'affaissement peuvent être réduites. Il est à noter au passage que ces variations d'épaisseurs le long de la ligne moyenne de la section transversale génèrent nécessairement un taux de fibres variable dans la section. Il n'y a pas eu de mesure de taux de fibres effectuée sur ce premier prototype. L'épaisseur moyenne de la poutre vaut 10,89 mm et ne respecte pas le cahier des charges de fabrication.

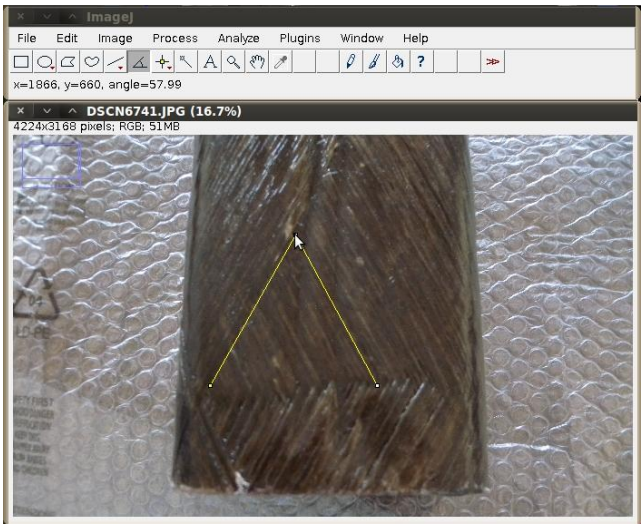


Figure 4-9: Mesure d'angle avec ImageJ

Les angles d'enroulement ont été mesurés sur la dernière couche à l'aide du logiciel ImageJ à partir de clichés pris sur différentes faces et segments de la poutre. L'angle d'enroulement (Tableau 4.2) correspond bien au cahier des charges, et il n'y a pas de déviation des mèches de la trajectoire de l'angle d'enroulement observée sur la dernière couche.

4.1.3.3 Résultats des essais mécaniques

Seuls les essais de flexion et de torsion par chargement manuel ont pu être effectués sur le prototype 1. Les essais jusqu'à la rupture n'ont pas pu être fait puisque le collage au niveau de la pièce de l'interface de montage a cédé.

Essai de flexion

La réponse de la poutre au chargement de flexion est donnée sur la Figure 4-10. Ces relevés permettent de calculer la rigidité en flexion J_x en fonction de la flèche $f_z\,(L)$, du chargement F et de la portée de la poutre L. En inversant la formule de l'Eq 2-72,

$$J_x = \frac{FL^3}{3f_z\,(L)} \qquad \textbf{Eq 4-1}$$

Le module de flexion E_{fx} s'obtient alors en divisant la rigidité en flexion J_x par le moment quadratique de la section I_y,

$$E_{fx} = \frac{J_x}{I_y} \qquad \textbf{Eq 4-2}$$

Les résultats de ces calculs sont donnés dans le Tableau 4.3. En utilisant la rigidité en flexion calculée, une flèche de 6,90 mm est estimée pour 40 daN de chargement.

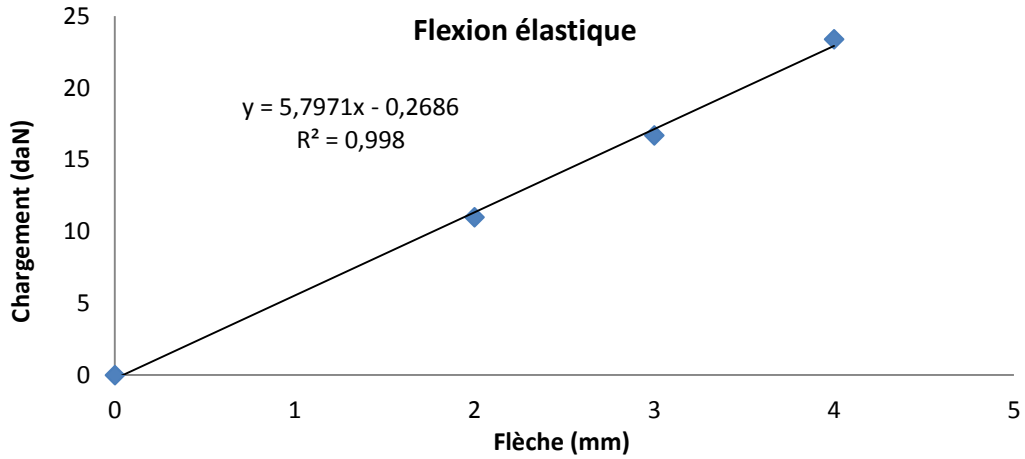


Figure 4-10: Courbe de l'essai de flexion, prototype 1

	Valeurs Expérimentales
Flèche à 40 daN (mm)	6,90
Module de flexion (GPa)	1,73

Tableau 4.3: Caractéristiques en flexion, prototype 1

La flèche obtenue est au-delà de la valeur (5mm) autorisée par le critère de flexion du cas de charges. La poutre est plus épaisse que ce qui avait été commandée et dans l'hypothèse d'un taux de fibre minimal à 40 %, la flèche maximale aurait dû être bien inférieure à 5 mm. Par conséquent, la flèche de 6,90 mm mesurée laisse penser à un taux de fibres inférieur à 40 %. Il serait aussi possible que les propriétés mécaniques équivalentes du renfort qui ont été utilisées à partir des résultats du chapitre 3 présentent un écart avec ce qui est possible d'atteindre par ce procédé. En l'absence de mesure du taux de fibre sur ce prototype, il est difficile de conclure sur la part qui serait liée au procédé influençant les propriétés du renfort équivalent, celle liée aux défauts et la part liée au taux de fibre réel dans la poutre et qui pourrait être à l'origine d'un tel écart.

Essais de torsion

La réponse en torsion de la poutre est donnée sur la Figure 4-11. Le module de cisaillement Ƙ est calculé par l'expression suivante en fonction des données et mesures de l'essai,

$$Ƙ = \frac{M_t(l+h)}{2(lh)^2\theta_x^{max}}\frac{L}{e_s} \qquad \textbf{Eq 4-3}$$

Où $M_t$est le moment de torsion, L la portée de la poutre, e_s l'épaisseur de la poutre, l et h les dimensions de la section transversale et θ_x^{max} l'angle de torsion en bout de poutre.

L'extrapolation de la courbe expérimentale donne un angle de torsion de 1,14° à 40 daNm. Les caractéristiques mesurées lors de cet essai de torsion sont données dans le Tableau 4.4.

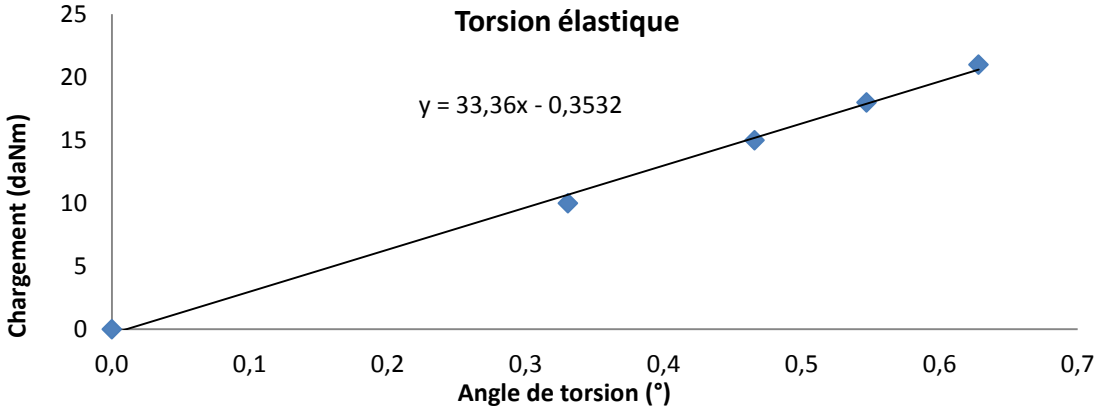


Figure 4-11: Courbe de l'essai de torsion, prototype 1

	Valeurs Expérimentales
Angle de torsion à 40 daNm (°)	1,14
Module de cisaillement (GPa)	3,06

Tableau 4.4: Caractéristiques en torsion, prototype 1.

Contrairement à ce qui a pu être observé sur la caractérisation en flexion, les performances en torsion vérifient le cahier des charges avec un angle de torsion inférieur à 1,5°.

Bilan du prototype 1

Ce premier prototype réalisé montre que l'enroulement est possible avec les mèches de lin. Les angles d'enroulement sont respectés, en revanche il semble difficile de pouvoir garantir une meilleure homogénéité de l'épaisseur et éviter les affaissements sur les faces avec le niveau de tension d'enroulement acceptée par les mèches utilisées.

Suite aux observations sur ce premier prototype, il a été décidé de s'orienter exclusivement sur la section circulaire creuse pour les autres prototypes commandés et aussi de faire usage des mèches BR, plus adaptées à l'enroulement.

4.1.4 Analyse du prototype 2

Le prototype 2 a été commandé suivant le cahier des charges de fabrication précisé dans le Tableau 4.5 pour une section circulaire creuse. Le passage à une section circulaire creuse est un degré de liberté autorisé par le cahier des charges (section 2.1.2).

Cahier des charges de fabrication					
Conception du stratifié					
Epaisseur		e_s=	12	**mm**	
Proportions des orientations	à 30°		50	%	
	à -30°		50	%	
Stratification: Alterner successivement un enroulement à 30° puis à -30°					
Taux de fibre minimum		Vf	40	**%**	
Section					
Diamètre mandrin		Φ=	80,00	**mm**	**Catégorie A**

Tableau 4.5: Cahier des charges de fabrication, section circulaire creuse.

4.1.4.1 Matériaux utilisés et paramètres de fabrication

Les mèches BR, approvisionnées sous forme de bobines coniques et la résine époxy SICOMIN 8100 ont été utilisées comme matière d'entrée. La tension exercée dans les mèches est de l'ordre de 10 à 15 N et la vitesse de dévidement est d'environ 152mm/s. Le fournisseur (différent de celui du prototype 1) a spécifié que l'enroulement s'est fait en trois séquences d'enroulement avec une nappe de 8 mèches, Figure 4-12. Les trois séquences d'enroulement sont réalisées aux angles suivants ±26°, ±30° et ±33°.

Figure 4-12: Enroulement par nappe de 8 mèches.

Un tissu d'arrachage a été enroulé en dernière couche pour la finition. La préforme a ensuite été laissé pour une polymérisation en rotation sur mandrin à température ambiante pendant un jour suivit d'une cuisson en étuve à 60° C pendant 6h.

4.1.4.2 Analyse de la qualité

La Figure 4-13 montre la pièce réceptionnée. Globalement, la géométrie recherchée est obtenue ; il n'y a pas de présence d'affaissements dans l'épaisseur de la section. La finition du tissu d'arrachage donne un aspect rugueux à la pièce et est aussi à l'origine des lignes présentes sur la circonférence de la pièce. La masse linéique de la poutre est de 3,6 kg/m.

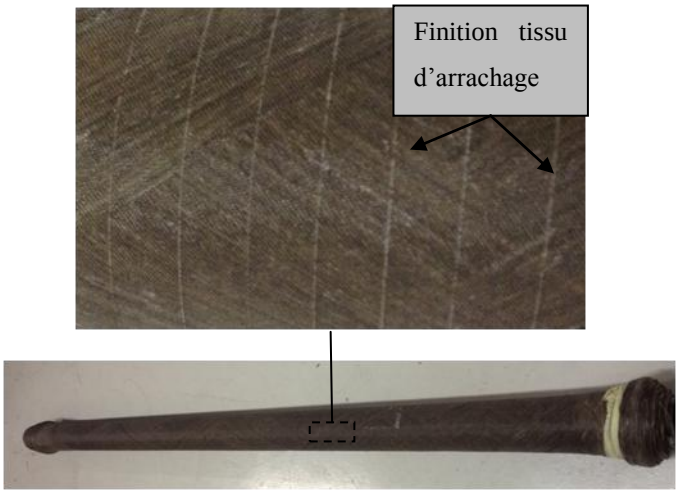


Figure 4-13: Réception du prototype 2.

Les relevés de cotes et d'angles sont en accords avec les dimensions du cahier des charges.

Statistiques	Diamètre extérieur (mm)	Diamètre intérieur (mm)	Angle d'enroulement (°)
Moyenne	104,13	79,80	31,48
Minimum	103,54	79,68	29,26
Maximum	105,24	79,93	35,17

Tableau 4.6: Relevés de cotes.

Cependant, une observation locale révèle la présence d'un certain nombre de défauts en surface et dans l'épaisseur.

Défauts en surface

Des irrégularités de formes, de la nature de petites bosses (1-2 mm de hauteur) sont présentes par endroits le long de la poutre, Figure 4-14. Elles sont dues à des nœuds dans la bobine initiale ou à des nœuds effectués lors de l'enroulement suite aux cassures de mèches.

Les observations réalisées en différents points de mesure de la poutre dans la longueur révèlent aussi l'occurrence d'un défaut d'alignement des mèches sur la couche extérieure,

(Figure 4-14). Ce défaut est présent à la fois entre les mèches au sein d'une nappe ou entre les nappes et se manifeste par l'apparition d'un vide ou creux à la surface. Un différentiel de tension entre les mèches au sein de la nappe pourrait être à l'origine des déviations de la trajectoire théorique de certaines mèches. En effet, une tension insuffisante dans une mèche lors de l'enroulement à un angle donné peut augmenter les chances de glissement dans le sens transversal et de dévier de la trajectoire théorique. Une insuffisance de tensions à l'échelle de la nappe pourrait aussi expliquer l'écart observé entre les nappes.

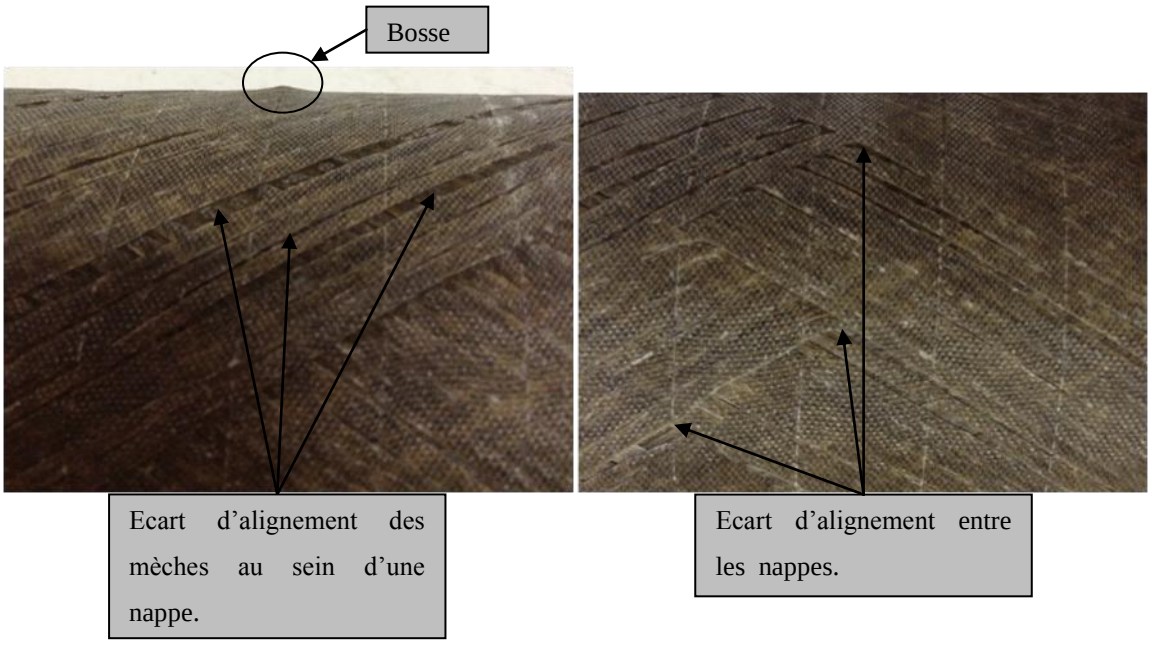


Figure 4-14: Défauts en surface.

Il peut être supposé que ce défaut d'alignement des mèches, observé sur la dernière couche et qui provoque l'apparition de zones de vide, doit également avoir lieu à chaque couche dans l'épaisseur. C'est ce que montre l'observation des sections de la poutre.

Défauts dans l'épaisseur

Deux sections de la poutre ont été découpées et polies. Les observations montrent une répartition importante de zones poreuses, (Figure 4-15). Cela se voit clairement sur la Figure 4-15a, la taille de ces porosités pouvant atteindre l'ordre du millimètre. Ce qui s'apparente à première vue à des zones sèches sur la Figure 4-15b sont aussi des zones poreuses dans lesquelles se sont bourrés de la poussière issue du polissage. Ces nombreuses zones poreuses sont liées aux défauts d'alignement observés en surface dans le paragraphe précédent. Le vide engendré par la déviation des mèches ou nappes de mèches de leur trajectoire n'est pas nécessairement comblé par la résine et provoque ainsi de zones poreuses dans la section. Les porosités occasionnées par ces défauts sont qualifiés de macroporosités.

Des porosités de plus petites tailles et de forme circulaire sont également réparties sur toute la section transversale. Ces porosités semblent être causées par la présence de bulles d'air dans la résine. Ces porosités sont qualifiées de microporosités.

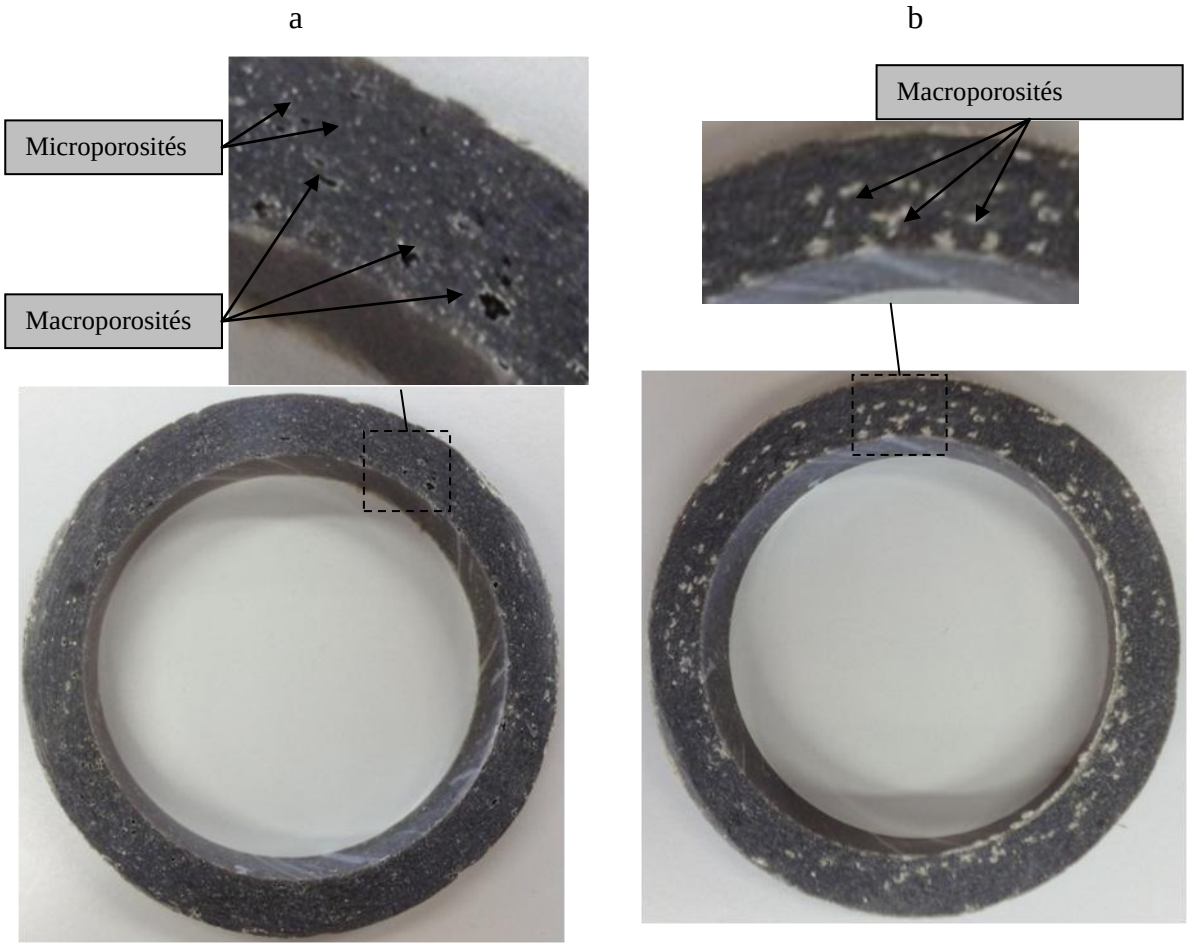


Figure 4-15: Section transversale du prototype 2.

Trois échantillons de section ont été envoyés pour une analyse par tomographie. L'observation des coupes de ces échantillons (Figure 4-16) confirme que les écarts entre les mèches au sein des nappes se produisent dans l'épaisseur de la section et qu'ils sont bien à l'origine des macroporosités observées sur la Figure 4-15 pour les sections transversales. Les microporosités sont aussi observées le long des réseaux de mèches (Figure 4-16a).

La tomographie n'a pas permis d'estimer le taux de fibre mais en revanche a permis une estimation du taux de porosité entre 15-20% pour les trois échantillons analysés. Ce taux très élevé de porosité est essentiellement dû aux macroporosités engendrées par le défaut d'alignement des mèches.

a b

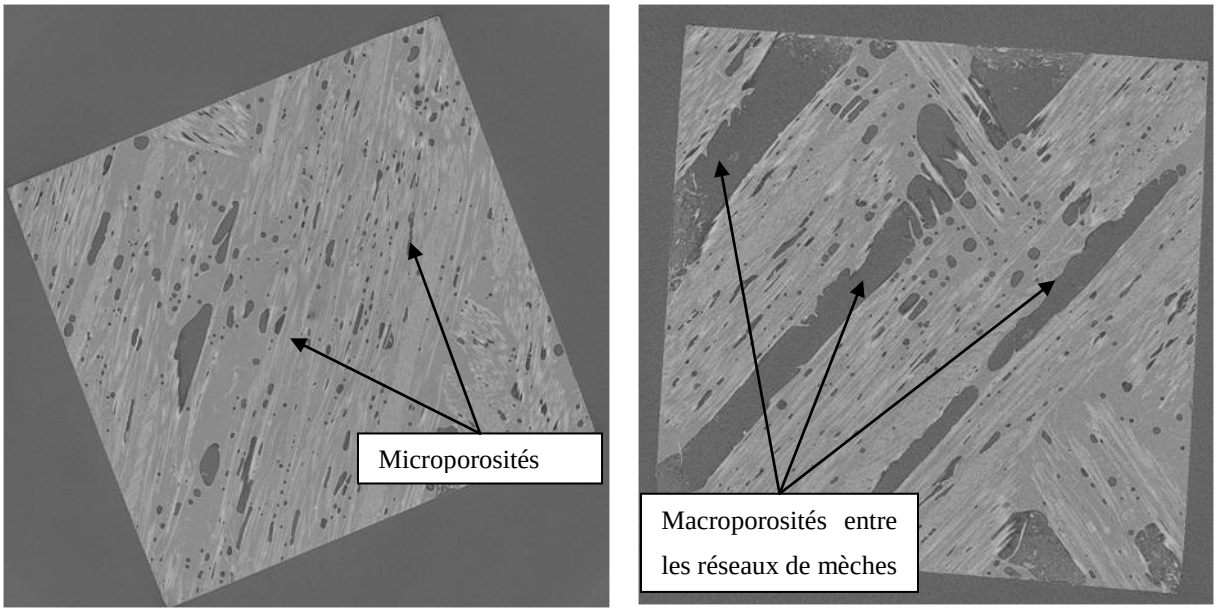


Figure 4-16: Images de tomographie d'échantillons.

Taux de fibres

Une estimation du taux de fibres peut être faite à partir du taux volumique de porosité, V_p mesuré. Le volume réel de la poutre vaut:

$$\frac{\pi}{4}(\emptyset_{ext}^2 - \emptyset_{int}^2)(1 - V_p)L \qquad \textbf{Eq 4-4}$$

Puisque la masse linéique de la poutre est connue, une estimation du taux de fibre peut être effectuée par la formule,

$$V_f = \frac{\text{Masse poutre} - \rho_m * \text{ Volume poutre}}{(\rho_f - \rho_m) * \text{Volume poutre}} \qquad \textbf{Eq 4-5}$$

$$V_f = \frac{\text{Masse poutre} - \rho_m \frac{\pi}{4}(\emptyset_{ext}^2 - \emptyset_{int}^2)(1 - V_p)L}{(\rho_f - \rho_m)\frac{\pi}{4}(\emptyset_{ext}^2 - \emptyset_{int}^2)(1 - V_p)L} \qquad \textbf{Eq 4-6}$$

En prenant les résultats de la tomographie $V_p \in [15; 20]\%$, le taux de fibre est estimé dans une fourchette, $V_f \in [17\,; 38]\%$. La moyenne des deux extrêmes donne un taux de fibres de 27%. Cette valeur moyenne de taux de fibre obtenue sur le prototype 2 est proche de la valeur du taux de fibre obtenue par le moulage au contact de mèches BRC dans le chapitre 3 (section 3.3.3.7). Ceci laisse à penser que les couches ne sont que très peu compactées dans

l'épaisseur. Pour des orientations de {± 89°, ± 45°, ± 89°} sur un mandrin de 73 mm de diamètre, Lehtiniemi et al. ont enroulés du lin/époxy avec une tension de 13N et ont atteint des taux de fibres dans l'intervalle [20 ; 55] %. Bien que du même ordre, ces taux de fibres sont supérieures. Cependant, il est à noter que des orientations de 90° et 45° permettent d'assurer une compaction supérieure dans l'épaisseur à une tension donnée.

4.1.4.3 Résultats des essais mécaniques

Essai de flexion

Un segment d'un mètre de poutre a été soumis au cas de charge en flexion. Les points des relevés effectués dans le chargement manuel sont donnés sur la Figure 4-17a. L'afficheur de l'effort à une résolution de 1mm, c'est ce qui explique les sauts qui peuvent être observés en début de courbe. Pour le calcul de la rigidité en flexion, la courbe a été tronquée entre 2 et 5 mm de flèche Figure 4-17b.

a b

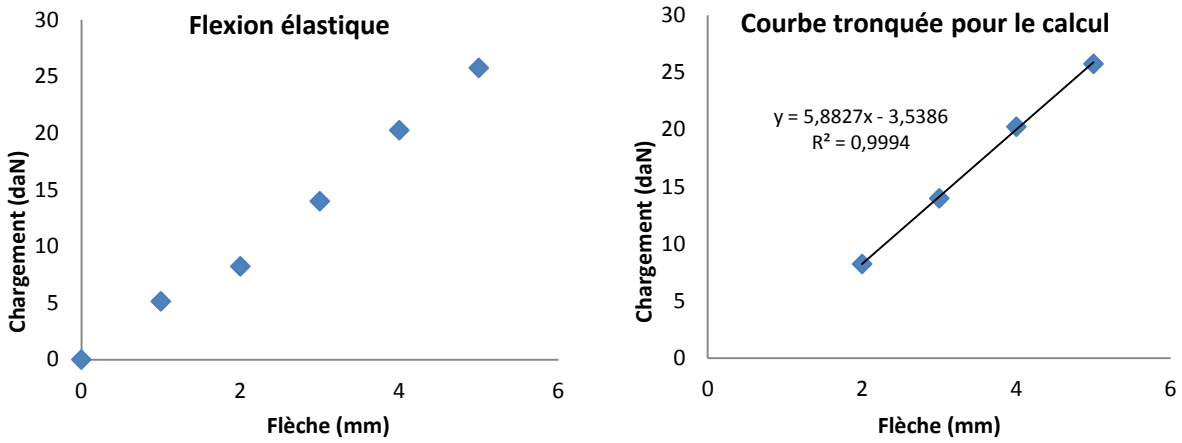


Figure 4-17: Courbe de l'essai de flexion, prototype 2.

La pente extraite de cette courbe est utilisée pour extrapoler le comportement en flexion jusqu'à 40 daN, ce qui donne une flèche de 6,80 mm. Le module de flexion qui en découle est donné dans le Tableau 4.7.

La poutre a ensuite été soumise au chargement au vérin jusqu'à la rupture. La courbe de l'essai est donnée sur la Figure 4-18. Le comportement est quasi-linéaire jusqu'à l'amorçage de la rupture. La rupture a eu lieu au voisinage de l'encastrement comme prévue, elle est localisée sur la partie inférieure de la poutre, celle qui est en compression lors de la

flexion (Figure 4-19). Ce constat était aussi attendu puisque les composites sont en général moins résistant en compression qu'en traction. La rupture a eu lieu par un flambage local puisqu'un plissement (« kink-band » en anglais) peut être observé sur la zone de rupture, (Figure 4-20). Ce mode de ruine par plissement est représenté sur la Figure 4-21 et est causé par le flambage sous la compression du stratifié et au cisaillement de la matrice entre les fibres. C'est ce phénomène qui est à l'origine de la différence importante qui peut être observée entre la contrainte à la rupture en traction et la contrainte à la rupture en compression dans les composites.

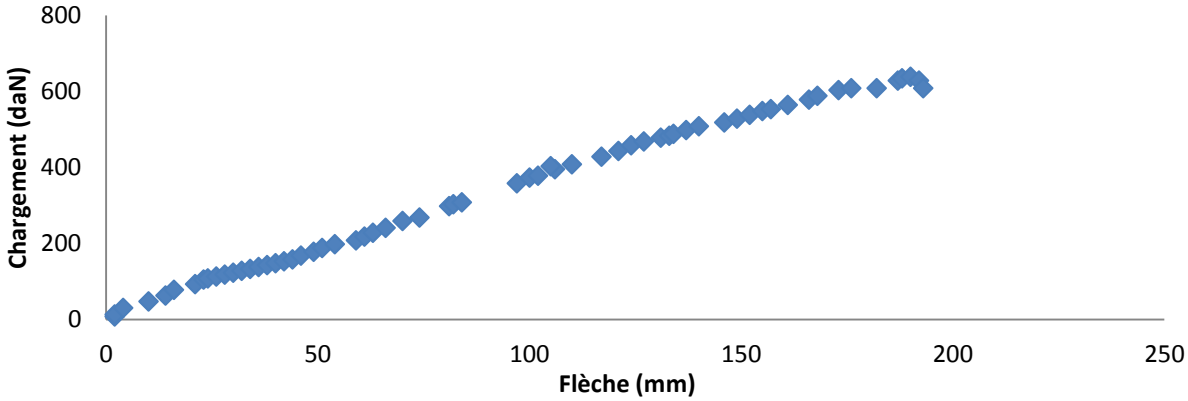


Figure 4-18: Essai de flexion jusqu'à la rupture, prototype 2.

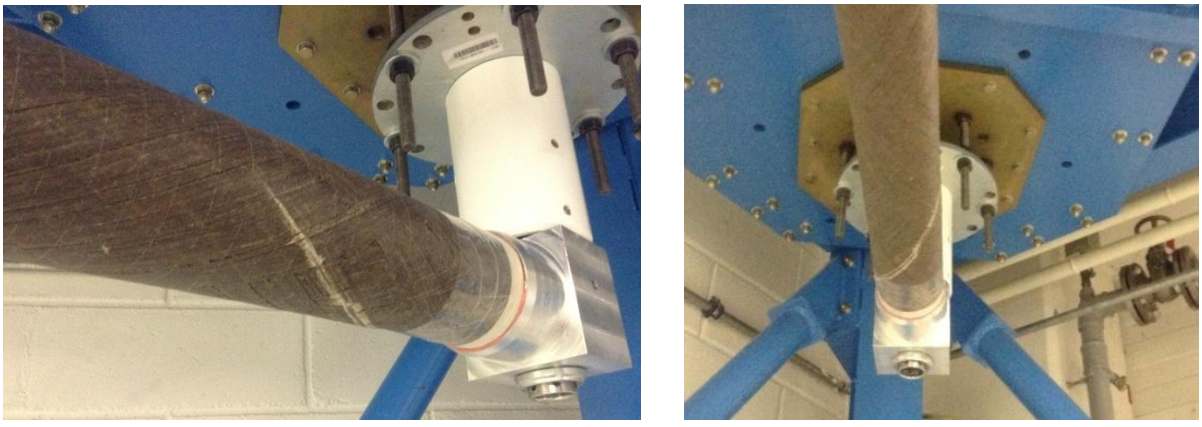


Figure 4-19: Localisation de la rupture en flexion.

Une section de la poutre a été découpée dans la zone de rupture, Figure 4-20. L'observation des faciès de rupture ne montre pas de signe de délaminage, une propagation de la fissure dans l'épaisseur est observée.

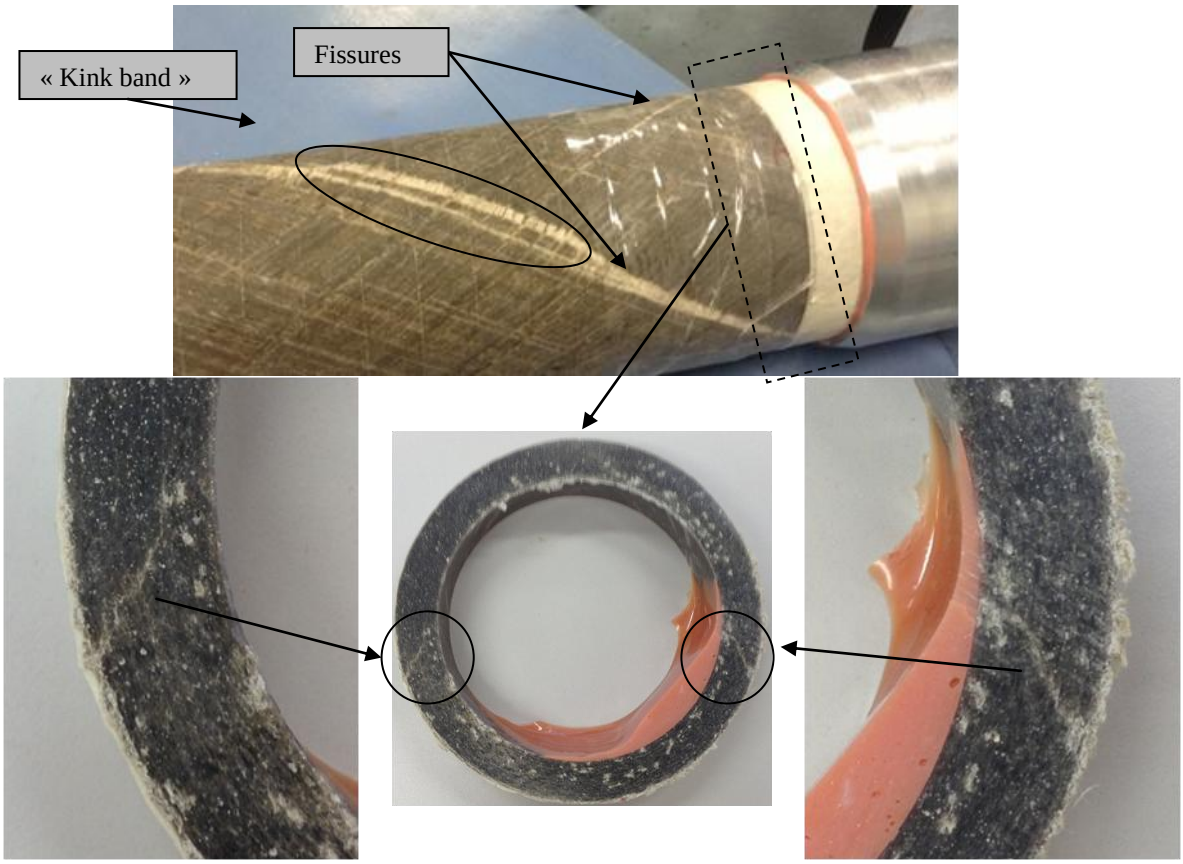


Figure 4-20: Faciès de rupture en flexion, prototype 2.

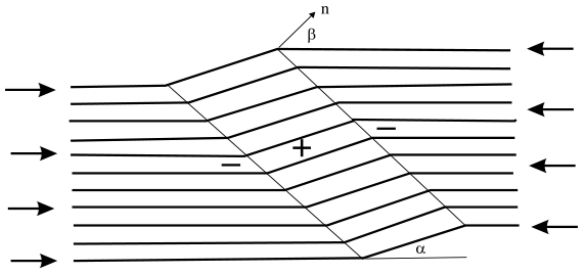


Figure 4-21: Formation d'un « kink band » dans une strate en compression [143].

A partir de l'effort de flexion à la rupture mesuré, la contrainte à la rupture de la poutre stratifiée est calculée avec l'expression,

$$\sigma_n = \frac{FL}{I_y}\left(\frac{\emptyset_{moy} + e_s}{2}\right) \qquad \textbf{Eq 4-7}$$

Et en utilisant l'Eq 2-62, les contraintes dans les plis peuvent aussi être déduites. L'ensemble des caractéristiques mesurées en flexion sont données dans le tableau suivant. En prenant le taux de fibres moyen, 27 %, estimé pour ce prototype, les résultats expérimentaux peuvent être comparés avec les valeurs prédites par la théorie.

	Valeurs Expérimentales	Valeurs prédites (V_f= 0,27)	Ecarts (%)
Chargement à la rupture (daN)	639,85	-	
Contrainte à la rupture du stratifié (MPa) {mode compression}	89,16	55	62
Contraintes dans les plis à la rupture (MPa) *{partie inférieure}*	$\begin{bmatrix}\sigma_l\\ \sigma_t\\ \tau_{lt}\end{bmatrix}_{pli\ à\ \pm 30°} = \begin{bmatrix}-82,80\\ -6,36\\ \pm 29,41\end{bmatrix}$ Hill-Tsaï à 1,62	$\begin{bmatrix}\sigma_l\\ \sigma_t\\ \tau_{lt}\end{bmatrix}_{pli\ à\ \pm 30°} = \begin{bmatrix}-51,08\\ -3,92\\ \pm 18,14\end{bmatrix}$ Hill-Tsaï à 1,00	62
Flèche résiduelle après rupture (mm) *{Sous 8,55 daN de charge}*	60	-	
Flèche à 40 daN (mm)	6,80	5,17	31,3
Module de flexion (GPa)	5,25	6,90	-23,9

Tableau 4.7: Caractéristiques en flexion, prototype 2.

Le cahier des charges mécanique contient deux critères de validation en flexion. L'un sur la rupture : résister à 40 daN x 5 = 200 daN. L'autre sur la rigidité : flèche en bout de poutre à 40daN ≤ 5mm. Le critère le plus contraignant lors du dimensionnement était le critère de rigidité en flexion. Ceci est confirmé avec cet essai puisque la rupture à lieu bien après les 200 daN, soit 640 daN. Le critère portant sur la rupture est donc vérifié. En revanche, la flèche à 40 daN est de 6,80 mm. Le critère en flèche admissible n'est donc pas vérifié.

Dans l'hypothèse d'un taux de fibres à 27 %, l'écart entre la flèche expérimentale et celle prédite est de 31,3 %. Il est difficile de statuer sur la cause d'un tel écart car plusieurs phénomènes peuvent en être à l'origine ; un taux de fibres hétérogène, les porosités, les écarts d'alignements ou l'estimation des propriétés du pli élémentaire. En particulier, le modèle de calcul et de prédiction des propriétés du pli élémentaire ne prend pas en compte des défauts d'alignement et du taux de porosité dans les couches.

L'effort à la rupture de 640 daN correspond à une contrainte de 89 MPa dans le stratifié. Le modèle quant à lui prévoit une rupture à 55 MPa qui correspond à une valeur du critère de Hill-Tsaï de 1 pour l'état de contrainte dans les plis du Tableau 4.7. La contrainte de 89 MPa quant à elle donne une valeur du critère de Hill-Tsaï de 1,62, soit un écart de 62 % avec la prédiction. Le critère de Hill-Tsaï est calculé en faisant appel aux contraintes de rupture dans différentes directions. Or la valeur de ces contraintes de ruptures a été estimée sur la base de prédictions théoriques qui ne tiennent pas compte non plus des défauts tels que les porosités et les écarts d'alignements qui ont été observés sur ce prototype. Ceci peut expliquer en partie l'écart observé. Un écart entre les prédictions des propriétés du pli

élémentaire avec les propriétés réelles peut aussi contribuer à cet écart constaté sur les contraintes à la rupture.

Essais de torsion

Un autre segment de la poutre a été soumis au cas de charge en de torsion pure. Les relevés effectués pendant le chargement manuel sont donnés sur le graphe de la Figure 4-22. La pente est utilisée pour déduire un angle de torsion de 0,88 ° à 40 daNm en bout de poutre.

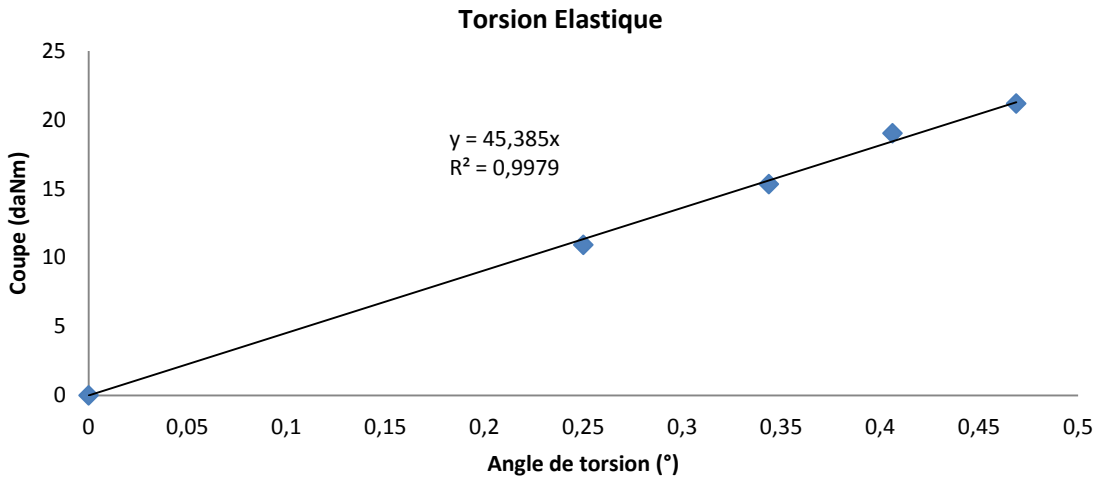


Figure 4-22: Courbe de l'essai de torsion, prototype 2.

Le module de cisaillement est calculé par l'expression suivante en fonction des données et mesures de l'essai,

$$K = \frac{4M_t}{\pi \emptyset_{moy}{}^3 \theta_x^{max}} \frac{L}{e_s} \qquad \textbf{Eq 4-8}$$

La poutre a ensuite été chargée jusqu'à la rupture en torsion Figure 4-23.

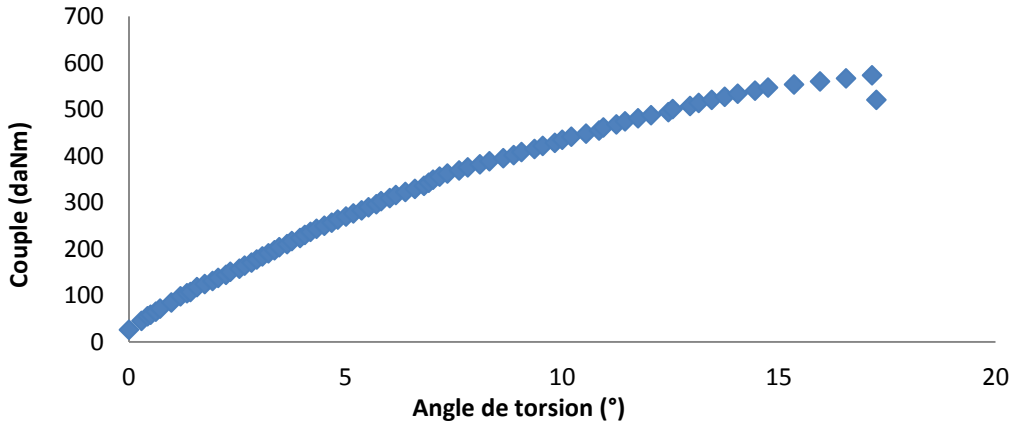


Figure 4-23: Essai de torsion jusqu'à la rupture, prototype 2.

La contrainte de cisaillement peut être calculée par l'expression suivante,

$$\tau = \frac{2M_t}{\pi \emptyset_{moy}{}^2 e_s} \qquad \textbf{Eq 4-9}$$

Dans un cas d'un essai de torsion pure, la rupture peut potentiellement être localisée sur une région quelconque de la poutre. Dans le cas de cet essai, la rupture a eu lieu au niveau de l'encastrement, sur la partie inférieure. Cette localisation de la rupture a dû être influencée par le fait que le couple de torsion est exercé par un bras de levier (Figure 4-6). Bien que la poutre ait été soutenue par la fourche du chariot élévateur, à un chargement du vérin correspondant à une valeur de 840 daN au moment de la rupture a dû faire fléchir l'ensemble et ainsi favoriser la rupture à cet endroit. Sur la surface extérieure de la poutre, au niveau de la rupture, les lignes de fissures suivent l'orientation à 30°. Or dans la partie inférieure de la poutre, les plis à 30° subissent principalement des contraintes normales positives étant donné l'orientation du bras de levier. Il était plutôt attendu de voir les lignes de fissures dans les orientations à -30°, qui subissent des contraintes normales négatives pour une localisation de la rupture sur la partie inférieure de la poutre. Cette anomalie vient peut être de l'effort de flexion engendré par le bras de levier comme expliqué précédemment.

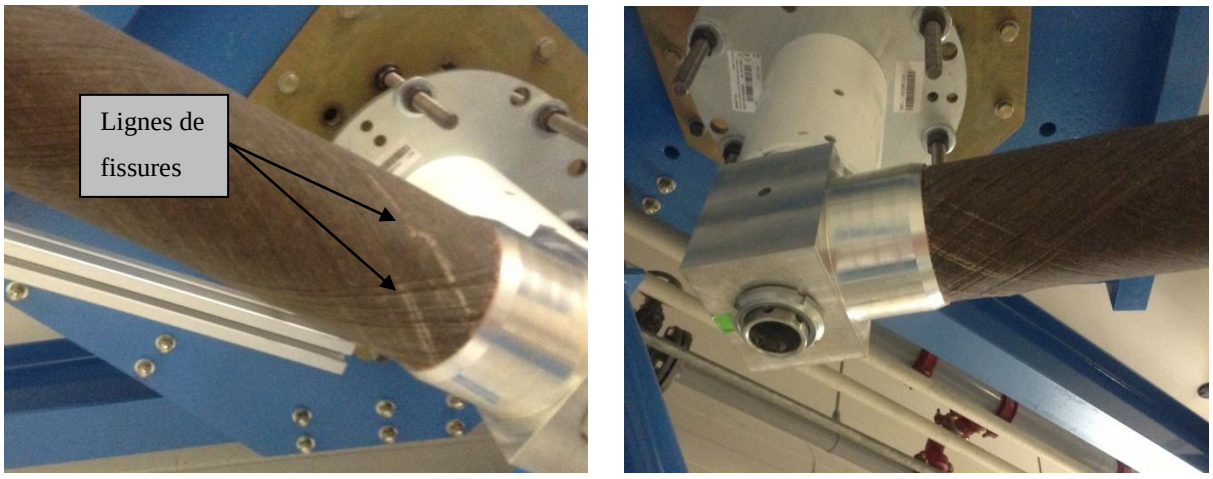


Figure 4-24: Localisation de la rupture en torsion

Une section de la poutre a été examinée au niveau de la rupture (Figure 4-25). Les observations montrent une section contenant beaucoup de porosités et deux fissures importantes qui se sont propagées dans l'épaisseur.

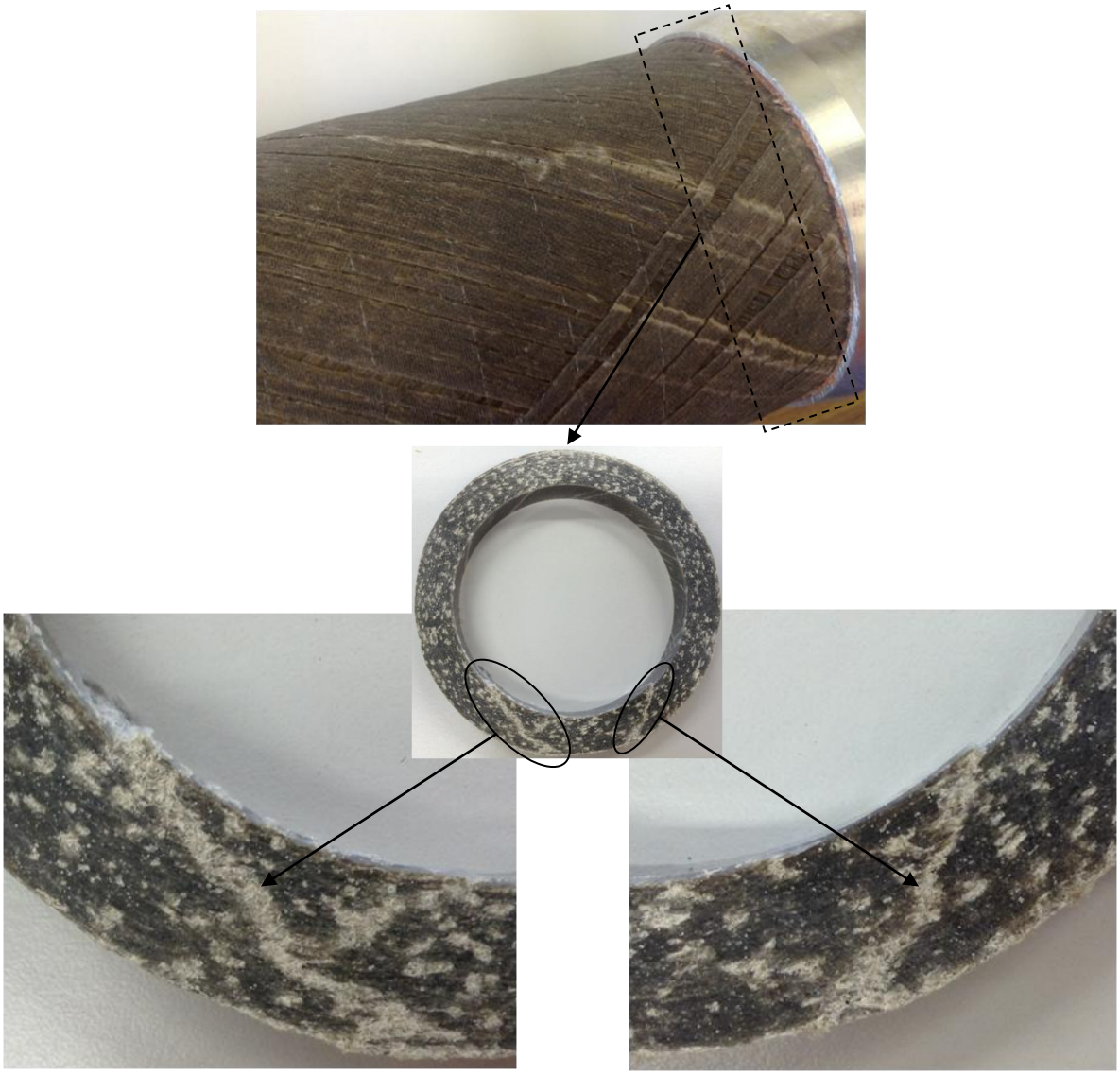


Figure 4-25: Faciès de rupture en torsion, prototype 2.

	Valeurs Expérimentales	**Valeurs prédites (Vf = 0,27)**	**Ecarts (%)**
Chargement à la rupture (daNm)	574	-	
Contrainte à la rupture du stratifié (MPa)	35,96	32,00	12,4
Contraintes dans les plis (MPa)	$\begin{bmatrix}\sigma_l\\ \sigma_t\\ \tau_{lt}\end{bmatrix}_{pli\ \grave{a}\ \pm 30°} = \begin{bmatrix}\pm 49{,}23\\ \mp 20{,}03\\ 11{,}94\end{bmatrix}$ Tsai-Hill à 1,12 dans le pli à -30° dans la partie inférieure	$\begin{bmatrix}\sigma_l\\ \sigma_t\\ \tau_{lt}\end{bmatrix}_{pli\ \grave{a}\ \pm 30°} = \begin{bmatrix}\pm 43{,}81\\ \mp 17{,}83\\ 10{,}62\end{bmatrix}$ Tsai-Hill : 1 dans le pli à -30° dans la partie inférieure	12,4
Angle de torsion résiduel (°) ***{Sous 10,90daNm de charge}***	4,64	-	
Angle à 40 daNm (°)	0,88	1,09	-18,9
Module de cisaillement (GPa)	3,54	2,87	23,4

Tableau 4.8: Caractéristiques en torsion, prototype 2

Les caractéristiques mesurées pour l'essai de torsion sont données dans le Tableau 4.8. Le critère du cas de charge portant sur la rupture en torsion (200 daNm) est vérifié puisque le couple de torsion à la rupture est de 574 daNm. Le critère de déplacement en torsion est aussi vérifié avec un angle de torsion de 0,88° en bout de poutre.

En se basant une sur fraction volumique de fibres de 27 %, les résultats du modèle théorique sont comparés avec les relevés expérimentaux. Le modèle donne un angle de torsion de 1,09° à 40 daN à l'extrémité de la poutre. L'angle de torsion relevé par l'expérience présent donc un écart de -18,9 % avec le modèle. Concernant la contrainte à la rupture, le modèle prédit une valeur du critère de Tsai-Hill à 1 pour une contrainte de cisaillement dans le stratifié 32 MPa, alors que l'expérience donne une contrainte à la rupture de 35,96 MPa. Cet écart représente 12,4 % avec la théorie.

Contrairement aux commentaires émis dans la discussion du comportement en flexion, dans le cas de la torsion, les performances mécaniques sont relativement proches et légèrement supérieures à la prédiction et ce malgré les défauts constatés dans la poutre. Sur la base de ces deux essais, flexion et torsion à l'échelle de la structure, il est très difficile de pouvoir conclure sur l'origine des écarts entre l'expérience et la théorie qui renvoi aux propriétés du pli élémentaire servant de base au calcul. Il peut cependant être remarqué qu'en entrant les orientations de ± 47° dans le modèle avec un taux de fibres de 27 %, les déplacements à 40 daN obtenus sont de 6,77 mm et 0,97° respectivement pour la flèche et l'angle de torsion. Soit un écart respectif de 0,4 % et -9,1 % avec l'expérience. Globalement cela laisse éventuellement supposer que le module longitudinal du stratifié est surestimé et que le module transversal et de cisaillement du stratifié sont sous-estimés.

Bilan du prototype 2

A l'exception du critère de flèche maximale admissible, les critères du cas de charge de validation de la poutre sont vérifiés par le prototype 2. Du point de vue de la qualité de la pièce, la géométrie souhaitée est globalement obtenue sans présence des zones d'affaissement. Les observations ont néanmoins mis en évidence quelques points nécessitant des améliorations. Cela concerne l'augmentation du taux de fibres (≈27 %) dans la pièce et la réduction des écarts d'alignements des mèches qui produisent des zones de macroporosités (15-20 %) dans la pièce. Les recommandations qui en découlent pour l'enroulement du prototype 3 sont formulées ci-dessous.

Recommandations pour le prototype 3

Afin de diminuer les écarts d'alignement des mèches, une tension d'enroulement supérieure devrait être utilisée. Pour l'enroulement du prototype 2, la tension d'enroulement utilisée était comprise entre 10-15 N, hors les essais sur les mèches BR du chapitre 3 montrent que des tensions d'enroulement de l'ordre de 25 N (avec un coefficient de sécurité de 2) peuvent être envisagées. La raison pour laquelle la tension d'enroulement n'a pas été exploitée à son plein potentiel vient du fait que des bobines coniques ont été utilisées (Figure 4-26a). Les bobines coniques sont bien adaptées pour le procédé de tissage car le dévidement de la bobine se fait par le haut, c'est-à-dire dans l'axe du cône. Cependant, pour l'application d'enroulement filamentaire, les bobines sont disposées à l'horizontal et le dévidement se fait perpendiculairement à l'axe du cône. Le dévidement perpendiculairement à l'axe du cône tel que représenté sur la Figure 4-26a provoque des coincements des mèches aux extrémités de la bobine conique lors du dévidement et donc des ruptures. Des bobines cylindriques telle que celle affichée sur la Figure 4-26b pour un roving de verre sont mieux adaptées à l'enroulement filamentaire et pour cette direction de dévidement. L'utilisation des mèches sous formes de bobines cylindriques sont donc à privilégier pour une meilleure maitrise de la tension et du dévidement lors de l'enroulement. L'augmentation de la tension d'enroulement serait aussi bénéfique pour l'augmentation du taux de fibres dans la pièce [110, 113].

a b

Figure 4-26: Bobines sur cantre pour l'enroulement filamentaire, a) bobines coniques, b) bobines cylindriques

Une compaction supplémentaire apportée par la dépose d'un film thermo-rétractable en fin d'enroulement pourrait aussi permettre faire augmenter le taux de fibres. Il peut aussi être attendu que la compaction exercée par le film puisse potentiellement combler les zones de macroporosité s'il en existe par de la résine.

En ce sens, les deux recommandations suivantes ont été faites pour le prototype 3.

1. Augmenter la tension d'enroulement afin de réduire les désalignements des mèches entre les bandes d'enroulement et aussi pour augmenter le taux de fibre. Pour cela, employer des bobines cylindriques mieux adaptées à l'enroulement filamentaire.
2. Appliquer un film de compaction en fin d'enroulement pour augmenter le taux de fibres et aussi pour combler au mieux les zones poreuses par de la résine.

4.1.5 Analyse du prototype 3

Le prototype 3 a été commandé sur la base du même cahier des charges de fabrication du prototype 2 (Tableau 4.5) avec les recommandations précédemment formulées.

4.1.5.1 Matériaux utilisés et paramètres de fabrication

Les mèches BR ont été utilisées. Un approvisionnement des mèches BR sous forme de bobines cylindrique n'a pas pu être effectué pour la fabrication de ce prototype. Les bobines coniques ont donc également été utilisées pour ce prototype avec une tension exercée lors du procédé de l'ordre de 10-15 N. Par conséquent, seul l'apport du film thermo-rétractable pourra être apprécié sur ce prototype. La résine époxy utilisée est celle préconisée par le prestataire, Epikote 827. Les séquences d'enroulement par nappes de 8 mèches sont identiques au prototype 2.

La finition de ce prototype s'est fait avec la dépose d'un film thermo-rétractable. Le cycle de polymérisation s'est fait par une cuisson en étuve à 140 °C pendant 1h30.

Figure 4-27: Finition au film thermo-rétractable.

Ayant assisté à l'enroulement de ce prototype, l'origine de certains défauts a pu être identifié et est mise en lien avec les observations du prototype dans la section suivante.

4.1.5.2 Analyse des défauts

La poutre réceptionnée présente à première vue les mêmes défauts d'alignement des mèches (Figure 4-28) que ceux observés sur le prototype 2. Etant donné que les tensions d'enroulement n'ont pas pu être augmentées à cause de la forme des bobines, ces défauts subsistent au sein de la pièce. Il a aussi été constaté que la tension de chaque mèche au sein de la nappe d'enroulement n'était pas identique, ce qui pourrait expliquer la déviation de certaines mèches de la trajectoire théorique au sein des nappes. Il a aussi été perçu que la tête d'enroulement avec une nappe de huit mèches ne permettait pas d'éviter un certain espacement entre les mèches de l'ordre du millimètre. La tête d'enroulement employée est du type d'un peigne constitué de dents entre lesquelles passent les huit mèches formant la nappe. L'épaisseur de chaque dent est de l'ordre de 1,5 mm. Traditionnellement, avec un roving de fibre synthétique, les filaments au sein du roving peuvent se déplacer dans le sens transversal lors de la dépose sous tension sur le mandrin. Ainsi chaque roving au sein d'une nappe « s'aplatit » lors de la dépose sur le mandrin et comble ainsi les espaces initialement présents au niveau du peigne. Ceci n'est pas possible avec la mèche de lin puisque le liant maintient la cohésion des fibres, donc elles ne peuvent pas s'aplatir comme dans le cas d'un roving constitué de filaments continus. Par conséquent, l'espace entre les mèches au niveau du peigne est plus ou moins conservé lors de la dépose sur le mandrin et est à l'origine d'une partie des zones poreuses ou non-renforcées dans la pièce.

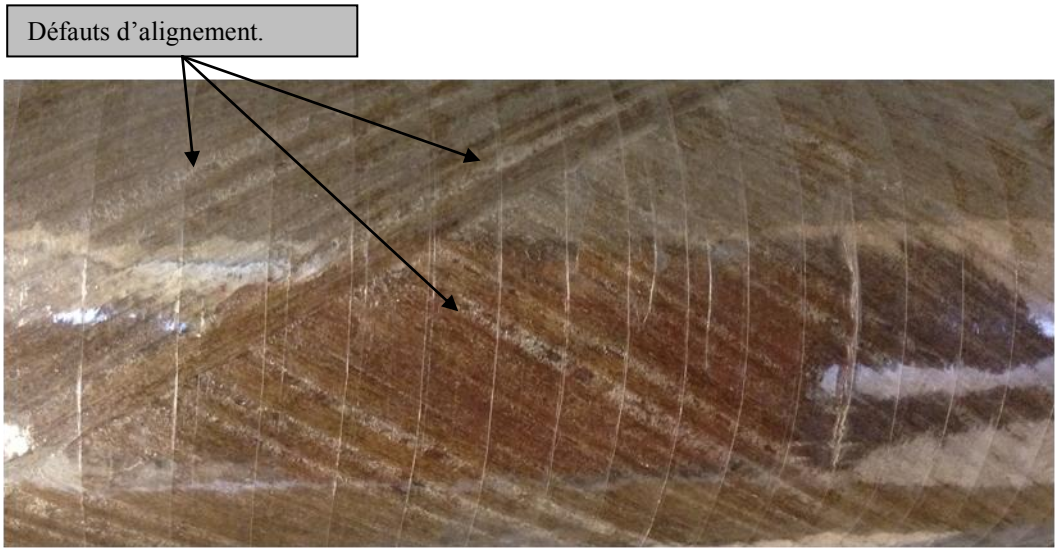


Figure 4-28 : Défauts d'alignement des mèches.

La résine Epikote 827 a moussée lors de l'enroulement (Figure 4-29), tant et si bien que le taux de porosité initiale engendré par les bulles dans la résine qui se traduit par des

microporosités dans la section transversale de la poutre est plus élevé que ceux du prototype 2 comme cela peut être constaté sur la Figure 4-30. L'observation de la section transversale permet de voir que ces microporosités sont globalement bien réparties tout autour de la section et représente une proportion importante de la section.

Figure 4-29 : Résine moussée.

Des zones de macroporosités sont aussi observées dans la section transversale. En effet, les défauts d'alignement des mèches n'ayant pas pu être évités sur ce prototype pour les raisons citées précédemment. Toutefois, il été attendu que la compaction exercée par le film thermo-rétractable puisse combler les zones poreuse par de la résine. La tension exercée lors de la dépose du film n'était pas mesurable par le dispositif en place chez le prestataire, néanmoins la tension maximale que permettait le dispositif a été utilisée. Malgré cela, il a été observé que la compaction ne fut pas maximale dans épaisseur (constat effectué au doigt par l'application d'une pression, Figure 4-31). Il est donc possible de compacter d'avantage moyennant un dispositif le permettant. Cela pourrait réduire le taux de macroporosités. Ce constat laisse aussi présager que le taux de fibre peut être augmenté sous réserve de pouvoir compacter d'avantage la préforme.

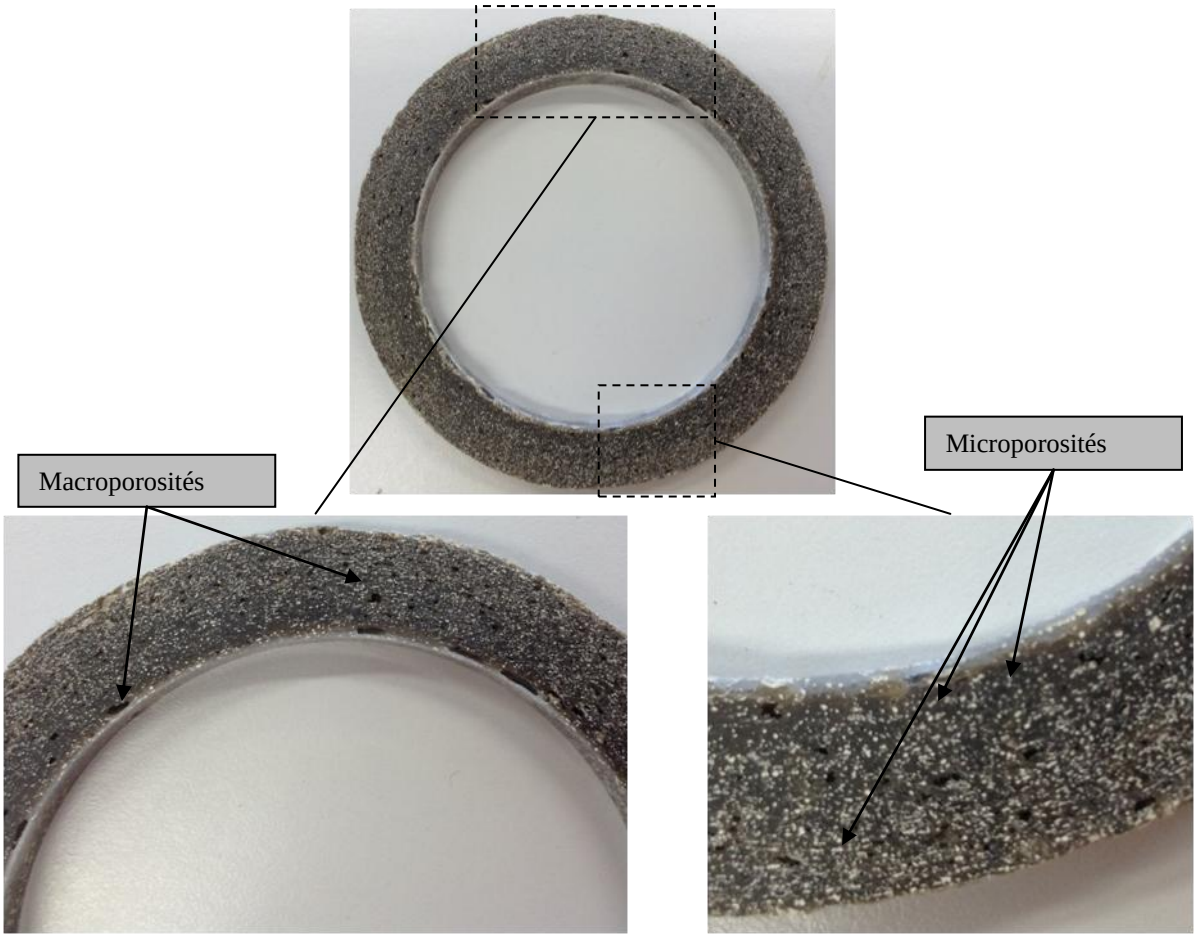


Figure 4-30 : Section transversale du prototype 3.

Figure 4-31 : Fin de depose du film thermo-retractable.

Bilan du prototype 3

L'ensemble des préconisations formulées à l'issue de l'analyse du prototype 2 n'ont pas pu être tenues pour la fabrication du prototype 3. La tension d'enroulement n'a pas été augmentée car des bobines cylindriques n'ont pas été reçues en remplacement des bobines coniques. De ce fait, les défauts d'alignement des mèches constatés sur le prototype 2 n'ont pas été évités sur le prototype 3. Seul le film thermo-rétractable déposé avec une certaine tension pour compacter la préforme a été utilisé dans le but de diminuer les macroporosités et d'augmenter le taux de fibres. Cependant, il a été constaté que la compaction était insuffisante et pouvait encore être augmentée. La tête d'enroulement qui fait la dépose par nappe de 8 mèches semble aussi être à l'origine des défauts d'alignement car l'écart initial entre les mèches au niveau du peigne n'est pas nécessairement comblé au moment de la dépose. De plus la tension au sein des mèches d'une même nappe n'est pas identique, provoquant certaines mèches à dévier de la trajectoire d'enroulement. Finalement, l'utilisation d'une résine appropriée est aussi déterminante pour limiter les taux de porosité initiale dans la résine lors de l'enroulement et ainsi réduire les microporosités dans la pièce. L'essai mécanique de ce prototype n'a pas encore été effectué et fait partie des travaux en perspective.

4.1.6 Bilan général sur l'enroulement filamentaire.

Les prototypes réalisés montrent qu'il est possible de fabriquer les pièces par le procédé d'enroulement filamentaire avec l'architecture de mèches unidirectionnelles. Le choix de la tête d'enroulement et la maitrise des tensions d'enroulement s'avèrent être essentiels pour assurer une pièce de bonne qualité.

Dans le cas de la section rectangulaire creuse, la tête d'enroulement à une mèche a été utilisée et la trajectoire des mèches d'un passage à l'autre a bien été respectée. Cependant, cette section demande une compaction initiale dans la préforme qui doit être élevée afin d'éviter l'apparition d'affaissement sur les faces de la poutre et d'avoir un taux de fibre le plus homogène possible dans l'épaisseur.

Dans le cas de la section circulaire creuse, un enroulement par nappes de mèches a été effectué. L'enroulement par nappes de mèches permet de réduire considérablement le temps de cycle du procédé. Cependant, le peigne de la tête d'enroulement doit être adapté pour réduire au plus l'espacement entre les mèches car ces dernières ne peuvent pas s'aplatir comme les rovings synthétiques à cause de la présence du liant. Par ailleurs, une insuffisance de tensions de certaines mèches au sein dans la nappe peut causer une déviation de ces dernières de la trajectoire d'enroulement. Pour ce qui est du taux de fibre, le niveau de

compaction constaté avant la cuisson de la résine laisse penser qu'il serait possible de pouvoir atteindre des taux supérieurs. Pour cela la tension d'enroulement doit être maximisée et la dépose du film thermo-rétractable doit aussi se faire avec un maximum de tension. In fine, la tension d'enroulement dans les mèches est le paramètre clé qui permet de garantir une pièce de qualité et performante.

Un état de surface extérieur lisse et homogène n'a pas été obtenu sur les prototypes réalisés.

Préconisations pour un bon enroulement

Sur la base de l'analyse des trois prototypes, les préconisations suivantes peuvent être formulées pour un enroulement avec l'architecture de mèche utilisée.

1. Maximiser la tension d'enroulement (25-30 N avec un coefficient de sécurité de 2) selon les résultats d'essais mécanique sur les mèches. Pour cela, il faut impérativement pouvoir s'approvisionner en matière première sous forme de bobines cylindriques plus adaptées aux cantres utilisés en enroulement filamentaire.
2. Dans le cas d'un enroulement par nappes de mèches, adapter le peigne/ tête d'enroulement en réduisant l'épaisseur des dents et l'écartement entre dents afin d'éviter le désalignement des mèches.
3. Prévoir un dispositif permettant d'exercer une tension maximale dans le film de compaction (selon l'épaisseur du film) afin de maximiser le taux de fibre.
4. Comparativement, bien que plus coûteuse, la résine Sicomin SR 8100 offre une bien meilleure finition et ne mousse pas pendant l'enroulement contrairement à la résine standard Epikote 827. L'utilisation d'une résine adéquate est capitale pour réduire les microporosités causées par les bulles initiales dans la résine. La Sicomin SR 8100 est donc à privilégier (ou autre résine équivalente).

4.1.7 Approche d'éco-conception pour augmenter les performances mécaniques.

Les résultats des essais expérimentaux montrent que les critères les plus contraignants sont ceux portant sur les déplacements et non les critères de rupture. En particulier, le comportement en flexion est le point faible en termes de performance de la poutre. Une solution pour augmenter la rigidité en flexion de la poutre serait de réduire d'avantage l'angle d'enroulement, mais cela est difficile de façon automatisé avec ce procédé et réduirait aussi le

taux de compaction de la préforme. Une autre solution serait d'augmenter l'épaisseur mais cela n'est pas souhaitable du point de vue d'un gain de masse et de l'éco-conception. Un axe de développement en perspective pour cette application serait de s'offrir un degré de liberté supplémentaire sur la forme de la section transversale. A configuration de stratification fixée, le choix de la forme de la section transversale peut permettre de moduler plus ou moins la rigidité en flexion et en torsion de la poutre. Une section transversale de forme elliptique est une bonne alternative pour une application comprenant un cas de chargement combinant flexion et torsion.

La section de forme elliptique est paramétrée par deux grandeurs (Tableau 4.9), le grand axe a et le petit axe b. En jouant sur le rapport de a sur b, le comportement en flexion peut être plus ou moins favorisé au détriment du comportement en torsion. Dans le tableau suivant, les performances (flèche et angle de torsion) des trois sections transversales sont comparées. Pour permettre la comparaison, le calcul est fait en gardant le périmètre et l'épaisseur des sections identiques entre elles et le même stratifié est utilisé dans la section. Ainsi, il s'agit de comparer à quantité de matière équivalente les performances en flexion et en torsion des différentes formes de la section transversale. Un rapport de 2 est pris entre les paramètres géométriques de la section elliptique pour la comparaison.

Stratifié :
Périmètre=360 mm, Orientations ± 30 °, e_s= 7,2 mm

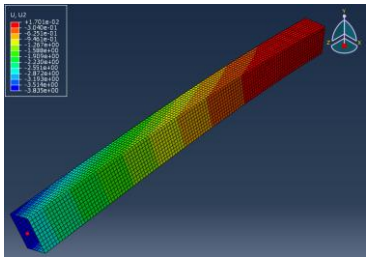
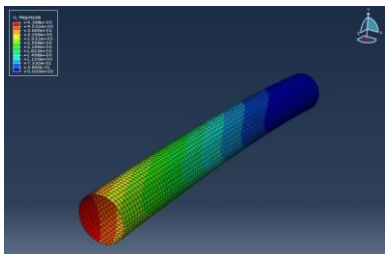
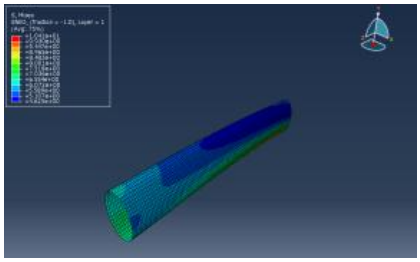
Section transversale			
Dimensions de la section (mm)	h=100 l=80	Ø=114	a=144 b=72 = a/2
Flèche max. (mm)	3,86mm	3,75mm	2,86mm
Angle de torsion max. (°)	1,27°	0,77°	1,17°

Tableau 4.9: Performances mécaniques de différentes sections transversales.

Les résultats du Tableau 4.9 montrent que le passage d'une section rectangulaire à une section circulaire permet un gain de 3 % en performance en flexion et un gain de 39 % en performance en torsion. Le passage d'une section circulaire à une section elliptique engendre un gain de 24 % en performance en flexion et une perte de 52% en performance en torsion. En tenant compte des résultats expérimentaux obtenus avec la poutre à section circulaire (prototype 2), le passage à une section elliptique de même épaisseur et de même périmètre donnerait en toute hypothèse des performances de 5,19 mm en flèche maximale et de 1,34 ° en angle de torsion maximal. Ce qui permettrait ainsi de se rapprocher considérablement des critères du cahier des charges (à 3,8% de dépassement sur le critère de flèche) sans pour autant faire usage de plus de matière première.

Dans cette hypothèse (section elliptique) la masse linéique de la poutre qui permettrait de vérifier les critères du cas de charge mécanique serait de 3,6 kg/m, (mesurée sur le prototype 2). Comparée à la masse linéique du bras de référence actuel en acier S235, 10,7 kg/m, cela correspondrait à une réduction de 66 % en termes de poids. Ce gain de masse potentiel parait considérable à première vue, cependant il est à noter que la pièce actuellement en acier est surdimensionnée en terme de performance mécanique vis-à-vis du cas de charge. Le gain de masse n'est donc pas simplement le résultat d'un changement de matériau à performance mécanique équivalente mais aussi d'une optimisation du dimensionnement en se plaçant à la limite du cahier des charges mécanique.

4.2 Démonstrateurs réalisés par moulage par compaction interne

Cette partie traite de l'analyse des démonstrateurs réalisés par le procédé de moulage par compaction interne. Ce procédé a été envisagé afin d'explorer une alternative à l'enroulement par voie humide dans le but de voir la possibilité d'atteindre des taux de fibres plus élevés par la compaction, un meilleur état de surface extérieure et un taux de porosité plus faible.

L'objectif de cette partie est d'apporter des preuves de concepts de ce procédé. Pour ce faire, trois démonstrateurs ont été réalisés. Les analyses portent sur des observations de la qualité des pièces, des essais mécaniques n'ont pas été réalisés sur les démonstrateurs.

4.2.1 Matériaux utilisés et paramètres de fabrication

Les démonstrateurs ont tous été fabriqués à partir d'un même tissu comélé : un 4*4 Hopsack d'une masse surfacique de 500 g/m² constitué de 40 % de fibres de lin et de 60% de PLA (Figure 4-32). La consolidation de la pièce est réalisée par un cycle de température sous pression constante (Figure 4-33). La rampe de montée en température est de 5°C/min jusqu'à la température maximale T_{max} où un palier de température de durée t_{palier} est maintenue. La durée du palier permet l'écoulement du polymère pour l'imprégnation des fibres. Le refroidissement se fait ensuite sous ventilation forcée jusqu'au retour à la température ambiante. Durant tous le cycle de température, la pression est maintenue constante.

Figure 4-32: Tissu 4*4 hopsack, comélé 40% lin + 60% PLA.

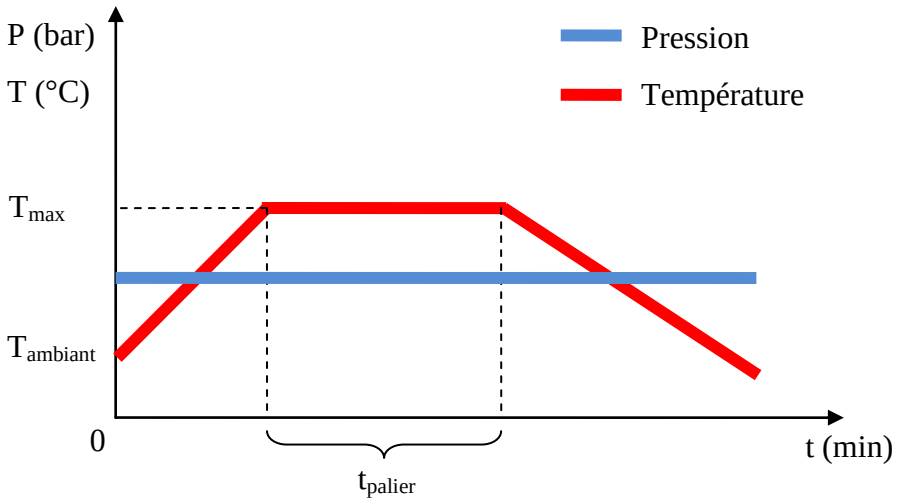


Figure 4-33: Cycle de température et pression.

Dans le cas d'une consolidation avec un thermoplastique, tel que c'est le cas avec le PLA, le choix de T_{max} doit être fait à partir de la température de fusion du polymère. Pour permettre un bon écoulement pour une bonne imprégnation, il est recommandé de prendre une valeur de T_{max} qui soit supérieure de 30 °C de la température de fusion du polymère pour avoir une faible viscosité de ce dernier [9]. La température de fusion du PLA est de l'ordre de

170 °C. Une valeur de T_{max} de 200 °C a donc été choisit sur cette base. Cependant, le temps d'exposition à cette température ne doit pas être trop long car la pectine se dégrade à partir de 180 °C, ce qui peut avoir un impact sur la qualité et les performances de la pièce [32, 144].

L'ensemble des paramètres de procédé utilisé pour la fabrication des démonstrateurs sont donnés dans le Tableau 4.10. Les démonstrateurs 1 & 2 sont fabriqués avec les mêmes paramètres de procédé mais la taille du contre-moule utilisé est différente, ce qui permet de faire varier l'épaisseur. Pour le démonstrateur 3 la durée du palier de température est augmentée de 5 min. Le diamètre contre-moule correspond au diamètre intérieur du contre-moule qui fixe le diamètre extérieur de la pièce. Le diamètre intérieur initial correspond au diamètre extérieur de la membrane au repos, en l'absence de pression. Ce dernier diamètre augmente au cours du procédé avec l'application de la pression et de l'écoulement du polymère.

	Démonstrateur 1	**Démonstrateur 2**	**Démonstrateur 3**
Pression (bar)	3,5	3,5	3,5
Rampe de montée en température (°C/min)	5	5	5
T_{max} (°C)	200	200	200
t_{palier} (min)	20	20	25
Diamètre contre-moule (mm)	100,02	108,51	108,51
Diamètre intérieur initial (mm)	92,00	92,00	92,00
Longueur de tissu enroulé (mm)	1120	2340	2340

Tableau 4.10: Paramètres de procédé et dimensions

Une fuite au niveau de la membrane a été constatée sur le démonstrateur 2 et ce fait est pris en compte dans l'analyse des démonstrateurs dans la section suivante.

4.2.2 Analyse des démonstrateurs

Analyse qualitative

La Figure 4-34 offre une vue d'ensemble des trois démonstrateurs fabriqués. Il n'y a pas de présence d'affaissement sur les faces extérieures, même pour le démonstrateur 2 malgré la fuite constatée. L'état de surface lisse, correspond à celui du contre-moule. Le démonstrateur 3 est légèrement plus foncé d'aspect et cela est causé par le temps d'exposition plus long à la température de 200 °C.

a b c

Figure 4-34: Vues d'ensemble, a) démonstrateur 1, b) démonstrateur 2, c) démonstrateur 3.

Quelques porosités sont visibles en surface et sont repérées par les flèches sur la Figure 4-35. Comparativement, le démonstrateur 2 présente plus de porosité en surface, cela ayant été probablement favorisé par la fuite. Ces porosités sont essentiellement localisées aux chevauchements des fils de chaines avec les trames et sont de l'ordre du dixième de millimètre.

a b c

Figure 4-35: Gros plan, a) démonstrateur 1, b) démonstrateur 2, c) démonstrateur 3.

L'aspect intérieur des pièces correspond à une légère empreinte du motif de l'armure du tissage laissé par la membrane Figure 4-36. Des plis sont observés à l'intérieur du démonstrateur 2 et sont dus à la fuite puisque ces plis ne sont pas observés pour les deux autres démonstrateurs.

a b c

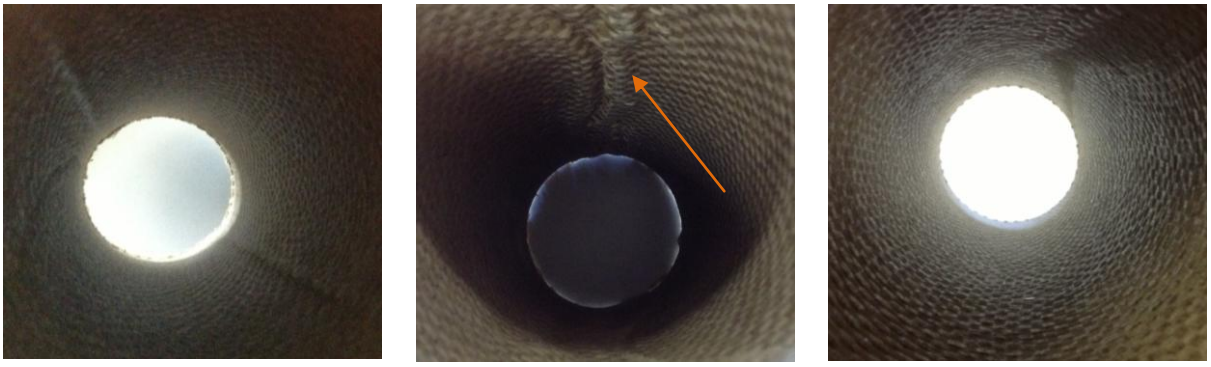


Figure 4-36 : Etat de surface intérieur.

L'observation des coupes montre que l'imprégnation des couches est bonne et homogène pour les démonstrateurs 1 et 3. Sans doute à cause de la fuite engendrant une moins bonne compaction, les plis dans l'épaisseur sont moins bien imprégnés pour le démonstrateur 2.

a b c

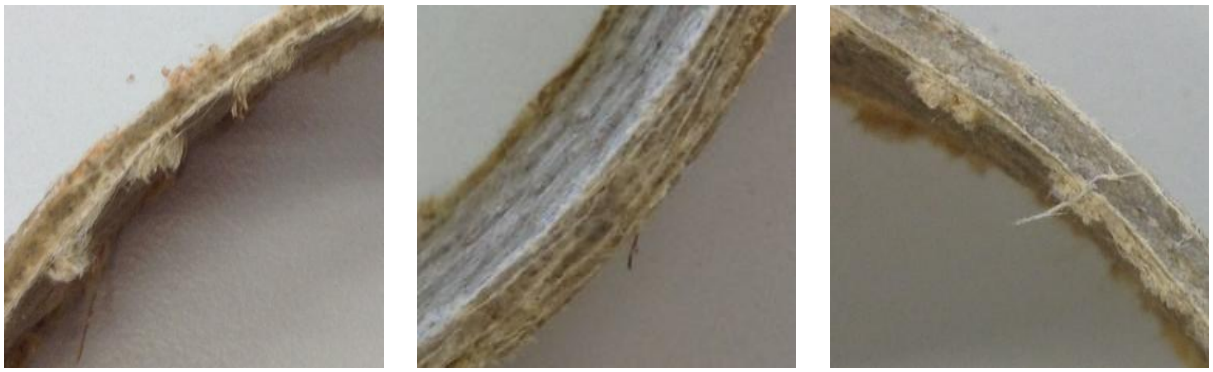


Figure 4-37: Gros plans sur les sections, a) démonstrateur 1, b) démonstrateur 2, c) démonstrateur 3.

Taux de compaction

Le taux de compaction des pièces a été calculé à partir de l'épaisseur de la préforme sèche et de l'épaisseur de la pièce consolidée. La définition du quotient de compaction et du taux de compaction utilisée est :

$$Quotient\ de\ compaction = \frac{Epaisseur\ initiale}{Epaisseur\ finale} \qquad \textbf{Eq 4-10}$$

et

$$Taux\ de\ compaction = 100 * \left(1 - \frac{1}{Quotient\ de\ compaction}\right) \qquad \textbf{Eq 4-11}$$

Il est intéressant de relever le taux de compaction car, plus il est élevé, plus le taux de fibre peut être augmenté dans la pièce car la compaction chasse le polymère du moule. Les relevés géométriques et les calculs de compaction sont donnés dans le Tableau 4.11.

La pression imposée dans la membrane est la même pour les trois démonstrateurs. A 3,5 bar de pression dans la membrane, un taux de compaction de 61 % est obtenu sur le démonstrateur 1. Pour les démonstrateurs 2 et 3, l'épaisseur initiale de la pièce est doublée par rapport au démonstrateur 1. Le démonstrateur 2 affiche un taux de compaction inférieur au démonstrateur 1, et cela est sans doute causé par la fuite ayant eu lieu pour le démonstrateur 2. La comparaison des taux de compaction entre les démonstrateurs 1 et 3, respectivement de 61 % et de 65 % montre qu'un temps t_{palier} plus long semble pouvoir permettre une augmentation de la compaction du renfort et donc de potentiellement atteindre des taux de fibres plus élevés.

	Démonstrateur 1	**Démonstrateur 2**	**Démonstrateur 3**
Diamètre intérieur final (mm)	96,85	101,66	102,81
Epaisseur initiale (mm)	4,01	8,26	8,26
Épaisseur finale (mm)	1,58	3,68	2,86
Quotient de compaction	2,53	2,25	2,89
Taux de compaction (%)	61%	55%	65%

Tableau 4.11: Relevés géométriques et compaction des démonstrateurs

Taux de fibres

Le taux de fibre minimum dans le composite correspond au taux de fibre initialement présent dans le tissu $V_f^{initial}$, soit 40%. Lors du procédé, sous l'effort de la compaction exercée par la membrane, une partie de la résine s'écoule en dehors du moule. Ainsi, en mesurant la masse initiale du renfort utilisé et la masse de la pièce finie le taux de fibre peut être mis à jour. Le calcul se base sur l'hypothèse que seule la matrice est évacuée lors de la consolidation de la pièce. Ainsi la variation de masse correspond au poids de la matrice évacuée du moule pendant le procédé. Par conséquent, la masse et le volume de fibres dans le tissu initial et dans la pièce finale consolidée sont identiques. Ce qui donne,

$$V_f^{final} * Volume\ pièce = Volume\ tissu * V_f^{initial} \quad \textbf{Eq 4-12}$$

Où le volume du tissu peut être calculé à partir de la mesure de sa masse,

$$Volume\ tissu = \frac{Masse\ tissu}{\rho_f V_f^{initial} + \rho_m\left(1 - V_f^{initial}\right)} \quad \textbf{Eq 4-13}$$

Le calcul du volume de la pièce final peut se faire par la mesure de la masse du tissu initial et de la pièce finale. Dans un premier temps,

$$Volume\ pièce = Volume\ tissu + Volume\ matrice\ finale - Volume\ matrice\ initiale$$

Où

$$\begin{cases} Volume\ matrice\ initiale = \left(1 - V_f^{initial}\right) * Volume\ tissu \\ Volume\ matrice\ finale = \dfrac{Masse\ matrice\ finale}{\rho_m} \end{cases}$$

avec

$$\begin{cases} Masse\ matrice\ finale = Masse\ pièce - Masse\ tissu + Masse\ matrice\ initiale \\ où \quad Masse\ matrice\ initiale = \rho_m\left(1 - V_f^{initial}\right) * Volume\ tissu \end{cases}$$

Ce qui permet d'en tirer par la mesure des masses et la connaissance des données de constitution du tissu initial,

$$V_f^{final} = Volume\ tissu * \frac{V_f^{initial}}{Volume\ pièce} \quad \textbf{Eq 4-14}$$

Ce calcul a été appliqué pour le démonstrateur 3, les mesures et les données utilisées sont celles du Tableau 4.12. Le taux de fibre final estimé vaut 45 %.

Démonstrateur 3	
Masse volumique PLA (g/cm3)	1,25 [9]
Masse volumique fibre lin (g/cm3)	1,53 [30]
Masse tissu (g)	511
Masse pièce finale (g)	462
$V_f^{initial}$ **(%)**	40
V_f^{final} **(%)**	**45**

Tableau 4.12: Données de calcul pour la mise à jour du taux de fibre (démonstrateur 3).

4.2.3 Bilan

L'analyse qualitative des démonstrateurs montre que la géométrie souhaitée est atteignable par ce procédé. Par ailleurs, la présence de porosités dans les pièces semble faible et l'imprégnation des plis bonne. La finition des pièces est aussi intéressante du point de vue de l'état de surface obtenue grâce au contre-moule. Le taux de compaction est lié aux paramètres de procédé et permet de moduler plus ou moins le taux de fibre souhaité dans la pièce. Un taux de fibres de 45 % a pu être réalisé sur le démonstrateur 3 pour une pression de 3,5 bar et un palier de 25 min à 200 °C. Il serait possible d'appliquer une pression supérieure et ainsi atteindre des taux de fibres plus élevés et probablement supérieure à ce qui peut être obtenue par enroulement filamentaire.

Il peut être conclut que la preuve de ce concept de consolidation de bio-composite a été apportée.

4.3 Conclusions et perspectives

Le chapitre qui vient d'être présenté a permis d'aborder la faisabilité de fabrication des pièces par deux procédés : L'enroulement filamentaire et le procédé de moulage par compaction interne.

Les trois prototypes réalisés par enroulement filamentaire montrent qu'il est possible d'employer ce procédé avec l'architecture de mèche unidirectionnelle utilisée. Cependant, il a été constaté que les pièces réalisées présentaient un certain nombre de défauts préjudiciable pour leurs qualité et performances. Le taux de porosité mesuré dans les pièces obtenues est élevé. Il a été constaté que l'enroulement par nappe pouvait provoquer l'apparition de zones de macroporosités importantes au sein des nappes elles-mêmes ou aux chevauchements des nappes en l'absence de tensions suffisantes dans les mèches. Ces zones de macroporosité étant créées par un écart de trajectoire des mèches lui-même lié à la tension d'enroulement. Le maximum du potentiel des mèches en tension n'a pas été exploité à cause d'un point de blocage en approvisionnement de bobines cylindriques plus adaptées au dévidement des cantres utilisés en enroulement filamentaire. Par conséquent, des axes de progrès peuvent être apportés pour la maitrise du dévidement : garantir une tension identique dans l'ensemble de mèches constituant la nappe et avoir un niveau de tension suffisant pour éviter les défauts d'alignements lors de l'enroulement de la préforme. Ces derniers pourraient faire diminuer la distribution des macroporosités au sein de la pièce. Les microporosités engendrées par les bulles initiales dans la résine peuvent être dans une bonne mesure limitées par l'emploi d'une

résine adéquate. Il a aussi été constaté que le niveau de compaction de la préforme avant cuisson laisse penser que des taux de fibres supérieures peuvent être envisagé dans les pièces.

En ce sens, il y a une marge de progrès vers des pièces de meilleures qualités et plus performantes moyennant le respect de certaines recommandations qui ont été formulées pour un bon enroulement. Toujours dans une perspective d'amélioration de la qualité, le taux de porosité pourrait être réduit par un cycle de polymérisation en autoclave. En plus de fournir un compactage de la pièce, la pression hydrostatique en autoclave permet de réduire considérablement le taux de porosités ainsi que leurs tailles [140, 142, 145].

En termes de performances mécaniques, à l'exception du critère de flèche maximale admissible, l'ensemble des critères du cahier des charges ont pu être tenus. Le modèle de dimensionnement a été utilisé pour permettre la comparaison des résultats expérimentaux avec la théorie. A l'échelle de la poutre stratifiée, les performances en flexion sont surestimées par le modèle théorique alors que les performances en torsion sont sous-estimées. Etant donné la présence de nombreux défauts, notamment un taux de porosité important, il a été très difficile de pouvoir conclure sur l'origine des écarts observés entre les deux approches. Il faudrait pouvoir réaliser des prototypes avec moins de défauts pour permettre une meilleure interprétation des résultats. En perspective de l'analyse des performances mécaniques, des essais de deux demi-disques en traction circonférentielle sur des anneaux de la section transversale (norme NF-EN-1394) serait intéressant à mener afin de tirer des informations supplémentaires sur le comportement mécaniques des pièces.

Dans une approche d'éco-conception, le passage à une section transversale de forme elliptique pourrait permettre de valider l'ensemble des critères du cas de charge sans pour autant faire usage de plus de matière première. Dans cette hypothèse cela représenterait un potentiel de réduction de 66 % de la masse de la pièce. Ce gain de masse est cependant grandement lié à l'optimisation du dimensionnement en ce plaçant à la limite des critères du cas de charge mécaniques qui ne permet pas de reproduire les mêmes performances mécaniques de la pièce existante qui est surdimensionnée. Ce cheminement a été possible grâce aux outils analytiques et numériques développés dans le chapitre 2. Cependant, ce gain de masse potentiel ne peut pas être statué définitivement à ce stade d'analyse car d'autres facteurs pouvant influencer les performances mécaniques de la pièce tels que le vieillissement, la fatigue, le fluage,… n'ont pas été intégrés dans le dimensionnement.

Concernant le procédé de moulage par compaction interne, la preuve de concept a été apportée par la réalisation de démonstrateurs dans un diamètre comparable aux prototypes

mais avec une épaisseur de l'ordre de quelques millimètres. Les démonstrateurs ont été fabriqués à partir d'un tissu comélé de lin/PLA avec un taux de fibres initial de 40 %. La mise en forme ne nécessite pas des grandes tensions puisque l'essentiel de la compaction est apportée par la pression exercée par la membrane. Le taux de compaction est garanti par le triolet des paramètres procédé (température de palier, temps de palier et la pression de compaction). Un taux de fibres de 45 % a pu être atteint sur un démonstrateur. Ce procédé permet d'application de pression de compaction très élevé et il peut être envisagé d'appliquer une pression supérieure à 3,5 bars. A titre de comparaison, en enroulement filamentaire circonférentiel avec des fibres de graphite pré-imprégnées d'époxy, Kempner et al. [146] ont mesuré une pression sur mandrin (ou de compaction) de l'ordre de 1,5 bars avec des tensions d'enroulement de 31 N. Le procédé de moulage par compaction interne a aussi l'avantage d'offrir un état de surface extérieure homogène et lisse. L'inconvénient du procédé est que travaillant avec une résine thermoplastique, la température nécessaire à la consolidation des pièces peut amener à dégrader les fibres.

En perspective de recherche sur ce procédé, des épaisseurs de pièces supérieures devraient être envisagées dans le cas d'une application pour le cas de charges. Les pièces devraient aussi être caractérisées pour en déduire les propriétés mécaniques qui peuvent être attendues. Aussi, la recherche de paramètres de procédé optimum pour obtenir le meilleur couple taux de fibres et une dégradation minimum semble être nécessaire à conduire.

D'autres perspectives intéressantes de ce procédé seraient d'étendre son application à des renforts de type pré-imprégnés et d'envisager des procédés de mise en forme tels que l'enroulement filamentaire ou le tressage pour pouvoir atteindre des orientations maitrisées et éventuellement non-standard.

Les trois chapitres précédents ont traités les différentes étapes de la démarche permettant d'aboutir à la conception et à la réalisation d'un bio-composite pour un cas de charge donné. Les contraintes liées à l'environnement de travail de la pièce bio-composite ont été jusqu'à lors négligées. La question de leur comportement et de leur durabilité dans un environnement opératoire reste donc ouverte. Le chapitre suivant se propose donc d'apporter des réponses à cette question afin de compléter l'étude de faisabilité.

Chapitre 5

Influence de l'environnement du milieu opératoire sur le comportement des bio –composites

Dans le cadre de cette étude, ainsi que dans notre démarche explicitée dans le triptyque (Figure 1-6), le cahier des charges des pièces concernées (Axe 3) inclut des contraintes spécifiques au milieu opératoire. Ce chapitre aborde donc l'influence des conditions d'environnement sur les matériaux envisagés.

Dans une logique de changement de matériau pour la conception et la fabrication d'un bras d'éclairage opératoire, la démarche a consisté dans un premier temps à se focaliser sur la faisabilité de mise en œuvre de la pièce associée à son dimensionnement vis-à-vis de son cas de chargement statique. Les analyses faites dans les chapitres précédents n'ont pas tenue compte de l'effet de l'environnement sur la stabilité de la pièce au cours du temps. Or, il existe une interaction entre la pièce et l'environnement opératoire. Tous les matériels médicaux présents dans l'environnement opératoire sont soumis à des entretiens comprenant des cycles de nettoyage fréquents destinés à leur décontamination. Ces entretiens font intervenir l'interaction de ces différents produits de nettoyage de type détergents-décontaminant avec la pièce.

Ces aspects liés à l'environnement opératoire soulèvent des problématiques qui sont abordées dans ce chapitre. En effet, au contact des produits de nettoyage, ces derniers sont susceptibles d'être absorbés par la pièce. De nombreux travaux font état de l'influence que peut avoir l'absorption sur les propriétés initiales des composites (section 5.2). La question de la stabilité dimensionnelle et des propriétés mécaniques par rapport au nettoyage en environnement opératoire soulève donc une problématique de durabilité et de vieillissement qu'il est nécessaire de tenir compte dans une perspective de changement de matériau. Il en sort donc le besoin d'intégrer l'effet de l'environnement sur le dimensionnement initial en

caractérisant l'évolution des propriétés mécaniques dans le temps et dans l'environnement opératoire.

Traitant de matériaux relativement récent (bio-composites) et de produits spécifiques (détergents-décontaminant), la démarche adoptée consiste à reprendre une démarche pratique issue de la bibliographie qui s'applique à l'échelle des échantillons et non de la structure. Une méthode courante de l'étude de la durabilité des composites dans un environnement donné est celle du vieillissement par immersion. Le vieillissement par immersion est censé reproduire un vieillissement accéléré et permet de prévoir le comportement sur le long terme. Ces essais ont été mis en pratique dans le but de voir l'évolution des propriétés dans des conditions sévères. Cette campagne expérimentale est traitée dans la section 5.3. Les essais d'immersion représentant des conditions sévères de vieillissement, une étude préliminaire visant à caractériser les cycles de nettoyage et leurs effets sur le composite a été faite dans un deuxième temps afin de se rapprocher au mieux des conditions réelles. Cette deuxième partie est abordée dans la section 0.

Il est important de faire remarquer qu'à ce stade d'analyse de faisabilité, la pièce n'est pas dans sa finition définitive. Il est envisageable que la pièce soit revêtue d'une protection ou d'un revêtement en surface (peinture blanche par exemple, standard de couleur des produits MAQUET). L'approche est donc assimilable à l'étude d'un cas de risques encourus dans l'éventualité d'une défaillance de l'enveloppe finale.

Avant d'aborder la démarche expérimentale et les essais, une présentation de l'environnement opératoire introduit ce chapitre suivi d'un état de l'art sur le vieillissement des bio-composites.

5.1 Présentation de l'environnement opératoire

Selon l'Académie Nationale de Médecine [147], « *Le bloc opératoire est une enceinte dédiée à des actes invasifs réalisés quelles qu'en soient la modalité et la finalité, en ayant recours aux équipements adéquats et en regroupant toutes les compétences médicales et paramédicales requises, pour assurer la sécurité des patients.* » Figure 5-1.

Figure 5-1: Bloc opératoire.

Le bloc opératoire étant défini comme un lieu de pratique d'actes invasifs, il en découle qu'il est aussi un lieu de contamination potentiel. Afin de réduire les risques de contamination des occupants, la qualité microbiologique de l'environnement opératoire fait l'objet d'un contrôle et d'un entretien régulier. En sus de l'entretien des locaux et de la maitrise des paramètres du Tableau 5.1 portant sur la qualité de l'air du bloc opératoire [148], les matériels et mobiliers sont soumis à des procédures codifiées [149]. En particulier, le système d'éclairage opératoire est concerné par ces dernières procédures (nettoyage/décontamination) car il peut potentiellement contenir des micro-organismes en surface.

Température	19 à 26°C
Hygrométrie relative	45 à 65%
Surpression	>15 Pa
Taux de brassage de l'air	>50 x Volume de la pièce/heure
Filtration des particules	>3µm

Tableau 5.1: Environnement opératoire dans une zone à risque très élevé[148].

Bien que la contamination des surfaces ne représente qu'une faible partie de la génération des infections sur un site opératoire comparativement à la transmission par voie aérienne [149], l'objectif de l'entretien des surfaces est de garantir à la fois une propreté

visuelle et d'éliminer les micro-organismes potentiellement présents en surface et susceptibles d'être remis en suspension dans l'air. Pour cela, des produits spécifiques de nettoyage décontaminant sont employés.

5.1.1 Les produits de nettoyage en environnement opératoire

Les produits de nettoyage sont des détergents-décontaminant qui contiennent à la fois des substances aidant à l'élimination des souillures non solubles dans l'eau et au moins l'un des principes actifs suivant : bactéricide, fongicide, virucide ou sporicide [149]. Les produits de nettoyage sont classés selon les principes actifs qu'ils contiennent selon trois niveaux.

1. Faible niveau de désinfection : bactéricide et fongicide.
2. Niveau intermédiaire de désinfection : bactéricide, fongicide et virucide.
3. Haut niveau de désinfection : bactéricide, fongicide, virucide et sporicide.

Les systèmes d'éclairages et les bras de distribution sont soumis à des produits de nettoyage de niveau intermédiaire de désinfection. Notamment, dans le cadre de cette étude, deux produits de nettoyage sont considérés, le Surfanios® et le Terralin®. Ces deux produits de nettoyage sont ceux préconisés par la société MAQUET pour l'entretien de leurs équipements de salle d'opération.

Le Surfanios® est un détergent-décontaminant des murs, sols, équipements et appareils médicaux. Il est considéré comme le produit le plus agressif des notices MAQUET et contient du N-(3-aminopropyl)-N-dodécylpropane-1,3-diamine, chlorure de didécyldiméthylammonium et autres excipients. La concentration d'utilisation du Surfanios® est de 0,25 %.

Fiche produit : *http://images.staples-eu.com/static/ber-FR/static/fds/FTE-6403902-BFR.pdf*

Le Terralin® est aussi un détergent-décontaminant des sols et dispositifs médicaux. Il convient en particulier pour des services sensibles aux odeurs tels que les services des prématurés. 100 g de Terralin® contiennent 22g de Chlorure de benzalkonium, 17g de 2-Phénoxyéthanol, 0,9g de glycine d'amino-alkyle, 5 – 15 % agents de surface non ioniques et parfums. La concentration d'utilisation du Terralin® est de 0,50 %

Fiche produit : *http://www.schuelke.fr/medias/pdf/dentaire/pri_terralin%20protect_nci.pdf*

Ces deux produits de nettoyage, Surfanios® et Terralin®, sont aussi considérés comme représentatifs pour la validation de nouveaux matériaux par le service prototypage de la société MAQUET.

5.1.2 L'entretien du système d'éclairage opératoire

Le système d'éclairage opératoire, dont fait partie le bras à concevoir est soumis à un entretien quotidien en début de journée et avant tous programmes opératoires prévus dans les locaux [149]. L'opération d'entretien se décline en deux étapes. La première étape est réalisée par un essuyage et consiste à enlever les souillures de matières organiques et diminuer la population de micro-organismes. La deuxième étape est une opération de désinfection de contact réalisée par pulvérisation dans le but d'obtenir un film de produit en surface. Ce film apporte un effet rémanent par l'action des principes actifs, réduisant ainsi la contamination locale ou indirecte dans l'air. Le Tableau 5.2 résume ces deux étapes de l'entretien du matériel.

Fréquence de nettoyage	1/jour
Première opération	Essuyage : enlèvement des souillures
Deuxième opération	Pulvérisation : Désinfection de contact, effet rémanent par l'action des principes actifs

Tableau 5.2: Entretien-désinfection des systèmes d'éclairage.

L'entretien est donc de type cyclique, avec deux types de nettoyages successifs ; une application de produit avec un chiffon et une application de produit par pulvérisation. Ce programme d'entretien sera utilisé dans la partie 0 pour l'étude des cycles de nettoyage sur le bio-composite.

5.2 Etat de l'art sur le vieillissement de bio-composites

Cette partie a pour objet la description des phénomènes et des mécanismes ayant lieu lors de l'exposition des bio-composites à de l'eau, le cas des produits tels que ceux traités dans cette étude étant rare et donc peu documenté. Plus particulièrement, les conditions sévères d'un vieillissement par immersion sont traitées. Fayolles et Verdu [150] définissent le vieillissement comme étant l'effet de l'interaction de l'environnement, des sollicitations mécaniques et de l'instabilité propre d'un matériau sur l'évolution des ces propriétés, de sa composition et/ou de sa structure. Ces évolutions pouvant être réversibles ou non.

Les composites à base de fibres naturelles sont particulièrement sensibles à l'absorption d'eau [151, 152]. Le transport des molécules d'eau dans les composites peut

avoir lieu suivant trois mécanismes : la diffusion dans la matrice, dans les cavités/imperfections et le transport par capillarité aux interfaces fibre-matrice. Ces mécanismes peuvent se produire simultanément et sont décrits dans la sous-section 5.2.1. La présence d'eau dans les composites produit aussi des altérations à la fois dans la matrice, dans les fibres et aux interfaces [61] et il en résulte une évolution des propriétés mécaniques. Ces aspects sont traités dans un deuxième temps. Une attention particulière est portée sur des constituants tels que le lin, le PLA et le PP qui sont ceux traités dans ce chapitre.

5.2.1 Les mécanismes d'absorption dans les composites

Le phénomène d'absorption se caractérise par la prise en masse d'un solide par contact avec un liquide. De nombreux travaux ont traité du comportement à l'absorption et au vieillissement dû à l'immersion dans l'eau des bio-composites. Ces études concernent pour la majorité, des bio-composites à base de lin [56, 57, 60, 64, 152-154], de chanvre[59, 155] ou de sisal [58, 156, 157] associées à des matrices PLA ou PP soumis à de l'eau. Des études portant sur l'immersion dans l'eau de mer de bio-composites à base de lin ont aussi été conduites pour des applications dans le nautisme [60, 154].

Plusieurs cinétiques d'absorption sont rencontrées dans la littérature, elles sont schématisées sur la Figure 5-2 qui représente le gain de masse d'un matériau en fonction de la racine carrée du temps d'exposition. Le cas le plus couramment rencontré est le cas de la diffusion Fickienne (courbe 0). Le modèle de Fick traduit l'apparition d'un flux, noté $\vec{\varphi}$, de diffusion provoqué par un gradient de concentration d'un solvant (eau ou autre espèce diffusante) dans un matériau. Pour une concentration C d'un solvant, la première loi de Fick (Eq 5-1) exprime la relation entre le flux et le gradient de concentration dans le milieu.

$$\vec{\varphi} = -D\overrightarrow{grad}(\mathrm{C}) \qquad \textbf{Eq 5-1}$$

D, le coefficient de diffusion, indique la cinétique de diffusion ou la capacité du solvant à pénétrer le matériau. La seconde loi de Fick (Eq 5-2) découle de l'équation de la conservation de la masse et exprime l'évolution de la concentration au cours du temps.

$$\frac{\partial C}{\partial t} + div(\vec{\varphi}) = 0 \qquad \textbf{Eq 5-2}$$

Dans le cas d'une diffusion unidirectionnelle dans la direction $\vec{z}$, les Eq 5-1 et Eq 5-2 donnent,

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D\frac{\partial^2 C}{\partial z^2} \qquad \textbf{Eq 5-3}$$

Pour un temps infini, la concentration atteint donc un seuil d'absorption qui est appelé équilibre ou saturation. La saturation peut aussi s'exprimer en terme de gain de masse noté M_s obtenu en intégrant C sur l'épaisseur du matériau et sur la surface normale au flux $\vec{\varphi}$. L'évolution de la masse du matériau M_t, étant facilement accessible par l'expérience au cours du temps, les courbes de cinétique sont souvent représentées par la fonction $M_t = f(\sqrt{t})$ ou $\frac{M_t}{M_s} = f(\sqrt{t})$.

La courbe de diffusion Fickienne (courbe 0) présente un comportement linéaire en début d'absorption qui tend ensuite vers un palier de saturation. Le comportement Fickien est couramment observé sur les polymères non-renforcés et dans certain bio-composites [60, 61, 152, 153, 158-160]. D'autres bio-composites suivent un comportement dit pseudo-Fickien (courbe 1) [60, 155] pour lequel le palier de saturation n'est jamais atteint. La courbe 2 représente une diffusion à double palier de type Langmuir. Ce modèle a été décrit par Carter et Kibler [161] et repose sur la classification de la diffusion de l'eau dans le matériau en deux catégories, l'eau libre et l'eau liée. L'eau libre regroupe les molécules capables de se déplacer à travers les pores du matériau alors que l'eau liée s'associe aux molécules qui se fixent aux groupes polaires au sein du polymère, comme illustré sur la Figure 5-3. Dans le cas unidirectionnel, ce modèle de diffusion satisfait aux deux équations différentielles suivantes.

$$D\frac{\partial^2 n}{\partial z^2} = \frac{\partial n}{\partial t} + \frac{\partial N}{\partial t} \qquad \textbf{Eq 5-4}$$

$$\frac{\partial N}{\partial t} = \gamma n - \beta N \qquad \textbf{Eq 5-5}$$

Où n représente les molécules libres par unité de volume, N les molécules liées par unité de volume, γ la probabilité par unité de temps qu'une molécule mobile deviendra une molécule liée et β la probabilité par unité de temps qu'une molécule liée deviendra mobile. Le processus d'absorption continue jusqu'à ce que le nombre de molécules qui deviennent libres soit égal au nombre de molécules qui deviennent liées [162]. L'équilibre est atteint lorsque la relation de l'Eq 5-6 est vérifiée.

$$\gamma n - \beta N \qquad \textbf{Eq 5-6}$$

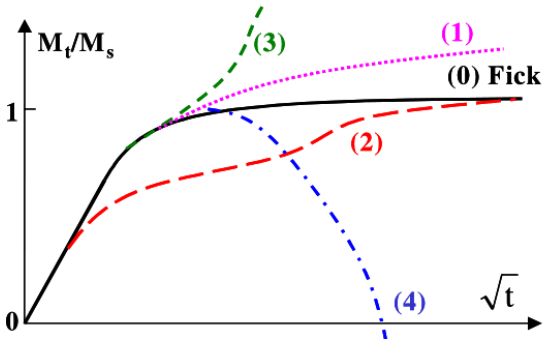


Figure 5-2: Courbes d'absorption [163].

Le cas de la courbe 3 décrit une absorption très rapide du solvant et est associé à des cas de vieillissements extrêmes dû à des conditions de températures élevées, d'acidité du solvant ou d'application d'une contrainte mécanique [163]. La courbe 4 illustre le cas où le matériau subit de fortes dégradations physiques ou chimiques qui donne lieu à une perte de masse importante en début d'absorption. Ces cas sont rencontrés pour des bio-composites immergés dans l'eau à des températures supérieure à celle de la température ambiante [58, 60].

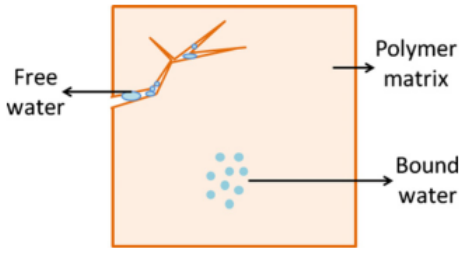


Figure 5-3: Diffusion d'eau dans la matrice [14].

De manière générale, les polymères présentent des gains de masse à saturation de quelques pourcents. De l'ordre de 1% pour le PLA [60, 155] et inférieurs à 0,5% pour le PP pour des conditions de vieillissement par immersion dans l'eau à température ambiante. Le renforcement de ces polymères par des fibres naturelles conduit à des gains de masse à saturation beaucoup plus élevés, pouvant atteindre 10-20 % à saturation [57, 58, 60, 155, 164]. La présence de cellulose dans les fibres naturelles et sa nature hydrophile est la cause principale de ces taux élevés d'absorption. Plus le taux de fibre augmente, plus le taux d'absorption augmente en conséquence [61]. L'eau pénètre et se fixe aux groupes hydrophiles des fibres et provoque un gonflement de ces dernières. Un gonflement différentiel avec la matrice (Figure 5-4a) peut causer la fissuration du polymère autour des fibres favorisant ainsi l'infiltration d'eau supplémentaire par capillarité aux interfaces et dans les cavités (Figure 5-4b).

Les principaux mécanismes d'absorption ayant été décrits, la section suivante traite de l'effet de l'absorption sur les propriétés mécaniques des composites.

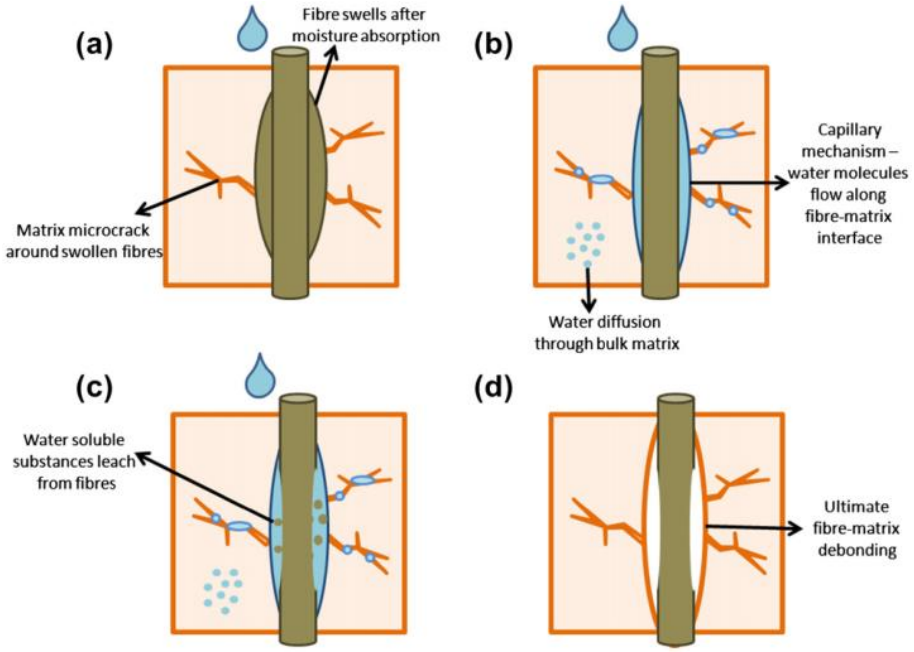


Figure 5-4: Effet de l'absorption sur l'interface fibre matrice [14].

5.2.2 Effet de l'absorption sur les propriétés mécaniques

La prise en eau a une influence sur les propriétés mécaniques des composites [165] et de ce fait, l'étude de l'absorption est souvent couplée avec des essais de traction [58, 61, 65, 157, 159, 160, 166, 167] afin de montrer l'impact sur les propriétés mécaniques. En effet, l'absorption d'un solvant dans un composite s'accompagne de modifications des propriétés de la matrice et des fibres et à des dégradations aux interfaces fibre-matrice [61]. Certains de ces phénomènes sont réversibles après un séchage et d'autres irréversibles.

La pénétration d'eau dans la matrice peut conduire à une plastification et à un gonflement [150, 155, 158]. La plastification est l'abaissement de la température de transition vitreuse par la pénétration d'un solvant et se traduit par une augmentation de la mobilité des chaînes macromoléculaires dans le polymère. La plastification peut entraîner une diminution du module et de la contrainte à la rupture de la matrice [150] et donc du composite [154]. La plastification est théoriquement un phénomène réversible après séchage [158]. Le gonflement progressif de la matrice qui a lieu lors de la pénétration d'eau dans l'épaisseur du matériau peut faire apparaitre des contraintes internes susceptibles de provoquer de l'endommagement dans la matrice et aux interfaces [158].

L'absorption d'eau par les fibres naturelles résulte en un gonflement des fibres pouvant entrainer la fissuration de la matrice telle que décrite dans la sous-section précédente. Ces fissurations accompagnées de l'infiltration d'eau peut entrainer la libération des substances solubles [156] (Figure 5-4c) et conduire au lessivage du matériau [59]. Le lessivage du matériau conduit à une perte de masse mais aussi à la dégradation de l'interface fibre-matrice (Figure 5-4d). La dégradation de l'interface fibre matrice par l'humidité est la principale cause de chutes de propriétés mécaniques [159]. Ces dégradations sont irréversibles.

A l'état humide et au bout d'un certain temps d'immersion, une chute du module d'Young ainsi que de la contrainte à la rupture en traction est généralement constatée dans les bio-composites (compounds, unidirectionnels ou tissés) [58, 60, 61, 65, 152, 160, 166]. Dans certains cas, il est observé une baisse des modules alors que la contrainte à la rupture reste constante [59]. Une augmentation de la déformation à la rupture est également rapportée à cause de l'effet plastifiant de l'eau sur le composite [156]. Des études sur les bio-composites portent aussi sur l'influence des procédés de fabrication sur le taux d'absorption et l'évolution des propriétés mécaniques [60].

Un séchage après une exposition par immersion permet de quantifier certains dommages irréversibles suite au vieillissement. Certains phénomènes comme la plastification et le gonflement sont réversibles. D'autres phénomène ayant lieu pendant l'absorption tels que la libération de substances solubles, lessivage et les dégradations aux interfaces sont irréversibles et par conséquent, seule une partie des propriétés mécaniques initiales est récupérée après séchage.

Le vieillissement par immersion peut être considéré comme un vieillissement environnemental accéléré. Certains auteurs montrent qu'une exposition à 60°C pendant 1000h correspondrait à une dégradation de 15 ans du composite dans des conditions naturelles [168]. L'évolution de la perte de masse des composites pouvant être mis en corrélation avec la chute des propriétés mécaniques, d'autres auteurs proposent une évaluation de la durée de vie sur un critère de perte de masse [169] ; la prédiction à partir d'essais dans ces conditions accélérés pour les conditions naturelles étant fait par une loi d'Arrhenius.

En somme, les composites à base de fibres naturelles sont sensibles à l'exposition à l'humidité, et au cours du temps, des dégradations conduisant à la perte de la fonctionnalité mécanique des pièces peuvent se produire. Puisque la pièce, dont la conception est traitée

dans le cadre de cette thèse, doit répondre à une fonction de tenue mécanique tout en étant soumise à des opérations de nettoyage quotidien, la sensibilité du matériau et les dégradations potentielles suite à l'exposition aux produits de nettoyage doivent être évaluées. Les études de dégradation dans la bibliographie ne faisant pas état de la résistance des bio-composites face à des produits spécifiques tels que le Surfanios® ou le Terralin®, la partie suivante se propose d'étudier le comportement à l'immersion des bio-composites à base de lin dans ces produits de nettoyage utilisés en environnement opératoire. Ce faisant, cette étude permettra d'évaluer l'évolution des propriétés mécaniques dans un cas de vieillissement sévère et ainsi d'en déduire un ensemble de minorants des propriétés mécaniques tout en investiguant la spécificité des produits de nettoyage par rapport à l'eau sur le comportement des bio-composites.

Dans la deuxième partie, il est proposé une prospection préliminaire visant à se rapprocher des conditions réelles de l'entretien des appareils médicaux en environnement opératoire par une étude des cycles de nettoyage. Un rapprochement avec les résultats de la première partie y est aussi faite.

5.3 Comportement à l'immersion dans les produits de nettoyage

Cette partie traite du comportement à l'immersion des bio-composites dans les divers produits de nettoyages. La démarche suivie est celle qui peut être retrouvée dans la bibliographie pour l'étude du vieillissement des polymères ou des composites [155, 169, 170]. L'étude est réalisée sur des bio-composites de Lin/PLA et Lin/PP. Le premier objectif de cette partie est de quantifier la cinétique d'absorption de ces composites face aux produits de nettoyage ainsi que les dégradations dans les matériaux issues de la perte de masse. Le deuxième objectif est de quantifier l'évolution des propriétés mécaniques suite à l'absorption des produits afin de faire un retour sur le dimensionnement pour évaluer la tenue dans le temps.

Dans le cadre de la thèse, cinq campagnes de vieillissement par immersion ont été réalisées. Deux d'entre elles seront présentées, les deux campagnes sont désignées par VC4 et VC5. Les deux campagnes diffèrent sur les conditions de références choisies et la provenance des matériaux étudiés. Les précisions sont données dans les paragraphes suivants.

5.3.1 Matériaux

Les matériaux d'entrée sont des tissus de lin comélés avec une matrice thermoplastique, PLA ou PP. Des tissus provenant de deux fabricants différents (Biotex et Depestele) ont été utilisés et leurs propriétés sont données dans le Tableau 5.3.

Fournisseur	Renfort	Matrice	Armures	Taux de fibre (%)	Grammage (g/m^2)	Désignation	Campagne
Biotex	Lin	PLA	Sergé 2x2	40	420	Lin/PLA-B	VC4
	Lin	PP	Sergé 2x2	40	430	Lin/PP-B	
Depestele	Lin	PLA	Taffetas	40	440	Lin/PLA-D	VC5
	Lin	PP	Taffetas	40	450	Lin/PP-D	

Tableau 5.3: Propriétés des tissus.

Les tissus ont été découpés en couches carrées de taille 360x360 mm^2 puis empilés pour la fabrication des plaques qui contiennent 6 couches de même orientation.

5.3.2 Fabrication des plaques

Les plaques bio-composites constituées des tissus de Biotex, Lin/PLA-B et Lin/PP-B ont été fabriquées par un procédé de consolidation par moulage sous vide en étuve (Figure 5-5a). Les six couches de tissus sont empilées entre deux plaques d'acier et ensuite conditionnées pour un moulage sous vide. L'ensemble du montage est posé sur une grille dans une étuve et raccordé à une prise de vide (0,9 bar). Le vide est appliqué tout au long du cycle de température. Le cycle de température comprend une phase de montée à un taux de 5°C/min jusqu'à 200°C, puis un palier de consolidation à température constante pendant 40 min suivi d'un refroidissement sous ventilation.

Les plaques bio-composites constituées des tissus de Depestele, Lin/PLA-D et Lin/PP-D ont été fabriquées par un procédé de consolidation sous presse à plateaux chauffants similaire au procédé de film-stacking [171]. La pression exercée lors du cycle de consolidation en température est de 20 bars.

Les caractéristiques des plaques fabriquées sont données dans le Tableau 5.4.

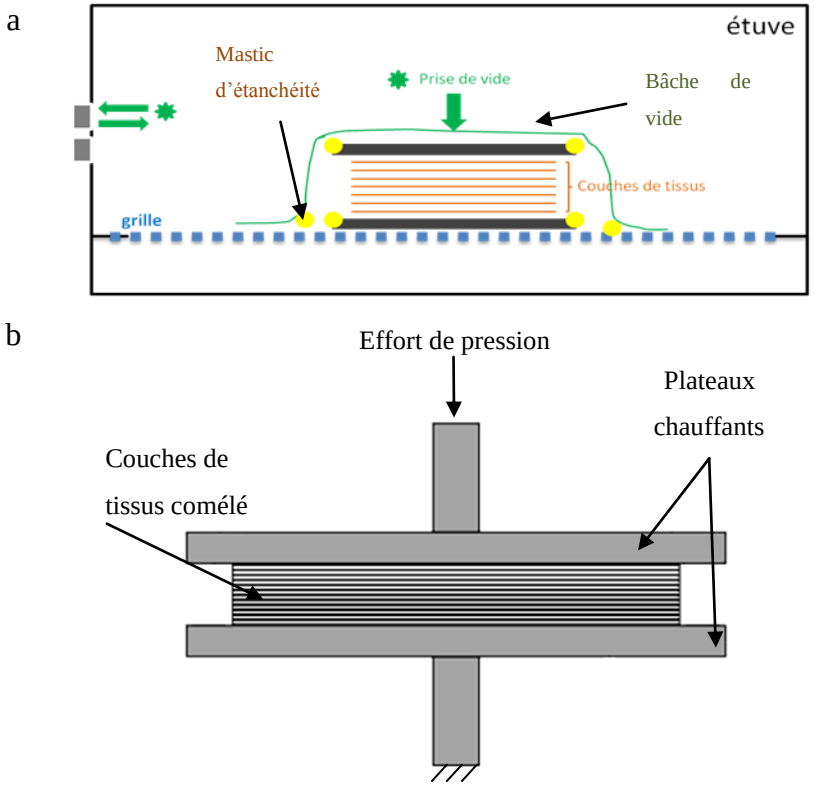


Figure 5-5: Consolidation des plaques bio-composites a) moulage sous vide en étuve, b) moulage à la presse à plateaux chauffants (schéma adapté de [171]).

Campagne	Fournisseur	Epaisseur (mm)	Nombre de plis	Pression (Bars)	Température (°C)
VC4	Lin/PLA-B	2,07	6	0,9	200
	Lin/PP-B	2,66	6	0,9	200
VC5	Lin/PLA-D	2,23	6	20	190
	Lin/PP-D	2,76	6	20	190

Tableau 5.4: Propriétés des plaques bio-composites.

5.3.3 Préparation des éprouvettes

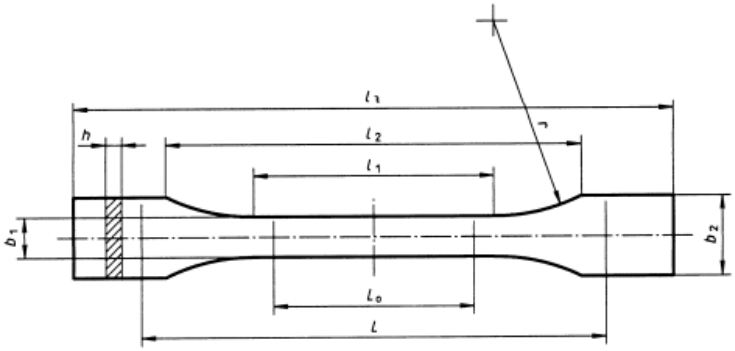
Deux catégories d'éprouvettes ont été usinées à partir des plaques. Des éprouvettes d'essai d'immersion destinées au suivi du gain ou de la perte de masse et des éprouvettes de traction destinées au suivi des propriétés mécaniques en fonction du temps d'immersion.

Les éprouvettes destinées aux essais d'immersion ont été usinées dans une forme carrée [170] de longueur nominale donnée dans le Tableau 5.5.

Campagnes	Longueur nominale des côtés (mm)
VC4	15
VC5	30

Tableau 5.5: Tailles des éprouvettes d'immersion.

Les éprouvettes de traction ont elles été usinées conformément à la norme ISO 527 [172] en forme d'altère (Figure 5-6) .



Dimensions in millimetres

	Specimen type	1A	1B
l_3	Overall length	$\geqslant 150^a$	
l_1	Length of narrow parallel-sided portion	80 ± 2	$60{,}0 \pm 0{,}5$
r	Radius	20 to 25	$\geqslant 60^b$
l_2	Distance between broad parallel-sided portions	104 to 113[c]	106 to 120[c]
b_2	Width at ends	$20{,}0 \pm 0{,}2$	
b_1	Width of narrow portion	$10{,}0 \pm 0{,}2$	
h	Preferred thickness	$4{,}0 \pm 0{,}2$	
L_0	Gauge length	$50{,}0 \pm 0{,}5$	
L	Initial distance between grips	115 ± 1	$l_2 {}^{+5}_{0}$

NOTE Specimen type 1A is preferred for directly-moulded multipurpose test specimens, type 1B for machined specimens.

[a] For some materials, the length of the tabs may need to be extended (e.g. $l_3 = 200$ mm) to prevent breakage or slippage in the testing jaws.

[b] $r = [(l_2 - l_1)^2 + (b_2 - b_1)^2]/4\,(b_2 - b_1)$

[c] Resulting from l_1, r, b_1 and b_2, but within the indicated tolerance.

Figure 5-6: Eprouvette de traction selon l'ISO 527 [172].

5.3.4 Protocole expérimental

Trois solutions sont préparées : L'eau distillée seule et les deux solutions de produits de nettoyage Surfanios® et Terralin® dilués (en volume) respectivement à 0,25% et 0,50 % dans de l'eau distillée. Les solutions sont entreposées dans des bocaux en verre de 900 ml.

5.3.4.1 Etat de référence

Avant d'être immergées dans les solutions, les éprouvettes sont préalablement pesées dans un état de référence après un passage à l'étuve. Les éprouvettes d'immersion de la campagne VC4 ont été séchées par un passage à l'étuve pendant 24h à 105°C ce qui correspond à un état de référence sec [155].

Celles de la campagne VC5 ont été conditionnées en étuve à 30 ± 1 °C sous ventilation forcée pendant 10 jours. Les relevés au thermo-hygromètre montrent une variation de l'humidité relative de 38 ± 5 % pendant le temps de conditionnement. Des relevés de masse sont effectués deux fois par jours durant toute la durée du conditionnement afin de valider l'état de référence. Il a été observé qu'au bout de 4 jours les fluctuations de la masse initiale des éprouvettes en fonction des fluctuations de l'humidité relative dans l'étuve étaient en moyenne de 0,1%. Cette modification de condition de référence a été faîte entre les deux campagnes car le séchage de la campagne VC4 ayant eu lieu à une température supérieure à celle des températures de transition vitreuse des matériaux, des effets de changement de structure cristalline des polymères pouvaient avoir eu lieu.

L'ensemble des mesures de masses est effectué avec une balance d'une précision de 0,01 mg. A l'état initial de référence, la masse initiale notée, M_{0r} et l'épaisseur h_0 sont mesurées. Le nombre initial d'éprouvettes est de 17 pour chaque matériau et chaque solution.

5.3.4.2 Suivi de la masse

Une fois les mesures de masses effectuées à l'état de référence, les éprouvettes d'immersion sont plongées dans les bocaux contenant les solutions respectives. Les essais d'immersion ont lieu à température ambiante. Les bocaux sont agités quotidiennement et les solutions renouvelés tous les 7 jours [170].

Gain de masse et gonflement.

A intervalle régulier, les éprouvettes sont retirées des bocaux et essuyées en surface avec du papier absorbant. La pesée et la mesure de l'épaisseur sont alors effectuées à l'état humide. La masse et l'épaisseur à l'état humide sont respectivement notées M^i et h. Après les mesures, les éprouvettes sont replongées dans les solutions respectives. Le gain de masse apparent à un temps d'immersion donné est calculé selon l'Eq 5-7 et le gonflement par l'Eq 5-8.

$$\text{Gain de masse apparent (\%)}, \qquad M_t = \frac{M^i - M_{0r}}{M_{0r}} * 100 \qquad \textbf{Eq 5-7}$$

$$\text{Gonflement (\%)} = \frac{h - h_0}{h_0} * 100 \qquad \textbf{Eq 5-8}$$

Modélisation de la diffusion

L'essai d'immersion se traduit par une prise en masse des éprouvettes au cours du temps par le phénomène d'absorption. Même si les courbes de sorption sont complexes pour les matériaux composites à base de fibres naturelles, le modèle de Fick est couramment employé afin d'avoir un indicateur du coefficient de diffusion [60, 63, 152, 173]. Le coefficient de diffusion traduit la capacité de la solution à traverser le matériau.

L'éprouvette d'immersion peut être modélisée par une plaque mince soumise à une concentration fixe aux bords. Dans ces conditions, la loi de Fick conduit à l'équation suivante [174].

$$\frac{M_t}{M_m} = 1 - \frac{8}{\pi^2}\sum_{n=0}^{\infty}\frac{1}{(2n+1)^2}exp\left(\frac{-(2n+1)^2\pi^2 Dt}{h^2}\right) \qquad \textbf{Eq 5-9}$$

Où M_t est le gain de masse à un instant t, M_m le gain de masse à saturation, D le coefficient de diffusion et h l'épaisseur de l'éprouvette.

La diffusion Fickienne se fait sur deux échelles de temps, comme vu sur la Figure 5-2. La première échelle de temps est un temps court pendant lequel l'éprouvette absorbe plus de 50 % de sa masse à saturation. Au-delà de ce temps court, une seconde échelle de temps, dit temps long, au cours de laquelle l'éprouvette arrive progressivement à saturation est à considérer. L'expression de l'Eq 5-9 peut alors se décomposer en deux expressions simplifiées suivant ces deux échelles de temps pour reconstituer la courbe de d'absorption [175, 176].

$$\frac{M_t}{M_m} = \frac{4}{h}\sqrt{\frac{Dt}{\pi}} \qquad pour \qquad \frac{M_t}{M_m} < 60\% \qquad \textbf{Eq 5-10}$$

$$\frac{M_t}{M_m} = 1 - \exp\left[-7.3\left(\frac{Dt}{h^2}\right)^{0.75}\right] \qquad pour \qquad \frac{M_t}{M_m} > 60\% \qquad \textbf{Eq 5-11}$$

A partir de l'Eq 5-10, le coefficient de diffusion peut être déduit à partir des relevés expérimentaux [152] par l'équation suivante,

$$D = \frac{\pi}{(4M_m)^2}\left(\frac{M_t h}{\sqrt{t}}\right)^2 = \pi\left(\frac{k}{4M_m}\right)^2 \qquad \textbf{Eq 5-12}$$

Où k est la pente de la partie linéaire de la courbe expérimentale, $M_t = f(\sqrt{t}/h)$

Ce coefficient de diffusion calculé peut être corrigé de sorte à tenir compte des dimensions finies de l'éprouvette. L'éprouvette étant carrée, le coefficient de diffusion corrigé est donné par,

$$D_c = D\left(1 + 2\frac{h}{w}\right)^{-2} \quad \textbf{Eq 5-13}$$

Où h est l'épaisseur de l'éprouvette et w la longueur nominale des côtés du carré.

Pertes de masse

A intervalle régulier, deux éprouvettes sont enlevées et reconditionnées dans l'environnement de référence (5.3.4.1). Leurs masses, M_r^t sont ensuite notées et la perte de masse est calculée selon l'Eq 5-14. Les éprouvettes retirées pour le suivi de la perte de masse ne sont pas remises dans les bocaux.

$$\text{Perte de masse } (\%) = \frac{M_r^t - M_r}{M_r} * 100 \quad \textbf{Eq 5-14}$$

5.3.4.3 Suivi des propriétés mécaniques

Les essais sur les éprouvettes de traction ont été réalisés sur une machine universelle de traction, INSTRON 4507 munie d'une cellule d'effort de 10 kN (précision de ± 2.5 N). Les caractérisations en traction sont réalisées en régime quasi-statique à 2mm/min selon la norme ISO 527 [177]. Une première caractérisation des éprouvettes est faite à l'état initial dans les conditions de température et d'humidité ambiantes. Puis les éprouvettes sont immergées dans les solutions respectives. A intervalle régulier, quatre éprouvettes sont prélevées. Un premier couple d'éprouvettes est caractérisé en traction à l'état humide et un deuxième couple d'éprouvettes est ramené à l'état de référence (5.3.4.1) préalablement à la caractérisation en traction.

5.3.5 Résultats des essais d'immersion

5.3.5.1 Evolution des gains de masse

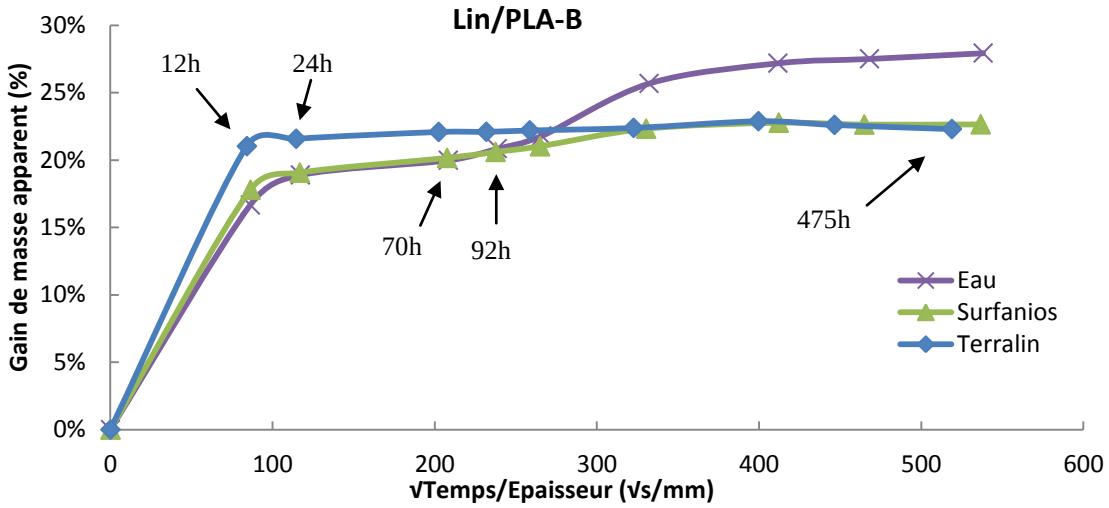
La Figure 5-7 montre les courbes d'absorption des composites Lin/PLA des deux campagnes en fonction de la racine carrée du temps par unité d'épaisseur. Les courbes présentent une partie linéaire en début d'absorption puis convergent vers un palier pour les

temps d'immersion plus long. La pente de la partie linéaire, le gain de masse à saturation et les coefficients de diffusion pour les composites Lin/PLA sont donnés dans le Tableau 5.6.

Pour le composite Lin/PLA-B (Figure 5-7a), il peut être observé que la cinétique d'absorption est différente selon la solution d'immersion. Pour les éprouvettes immergées dans le Terralin®, la saturation est atteinte au bout de 12h d'immersion seulement. Du point de vue de l'échantillonnage des mesures, il faudrait effectuer d'avantage de relevés dans les premières heures d'immersion afin de capter la partie linéaire dans cette échelle de temps court. La fréquence d'échantillonnage des relevés en début d'immersion a été corrigée pour la campagne VC5. Les éprouvettes immergées dans le Surfanios® et dans l'eau affichent une courbe de gain de masse plus complexe que la diffusion Fickienne (courbe 2 de la Figure 5-2). En effet, après une prise en masse importante au bout de 24h, les courbes de gain de masse convergent vers un pseudo-palier à 70h d'immersion. A 92h d'immersion, il y a une reprise de la diffusion au sein des éprouvettes. Cette reprise de la diffusion est plus importante pour l'immersion à l'eau. Les gains de masse des deux courbes convergent ensuite à nouveau vers un autre palier à 475h d'immersion. Ce mécanisme de diffusion à deux paliers est similaire au mécanisme de diffusion selon Langmuir. En effet, la reprise de la diffusion avec l'eau étant plus importante que la diffusion avec le Surfanios®, cela laisse supposer une fixation de l'eau par hydrolyse dans le composite. Ce mécanisme modélisé par Langmuir traduit le fait qu'une partie des molécules se diffuse librement dans le matériau selon un temps caractéristique, τ_D alors qu'une autre partie des molécules se lie par réaction chimique à des sites particuliers dans le matériau pour un temps caractéristique τ_H. Le premier palier traduit la solubilité du produit dans le matériau, et le deuxième palier traduit la réaction de liaison des molécules dans la solution avec le matériau. Pour des faibles épaisseurs d'éprouvettes, le temps caractéristique de la diffusion, τ_D peut devenir très faible devant le temps caractéristique de la réaction, τ_H et cela se traduit par la présence d'un pseudo-palier [150]. Par ailleurs, Le Duigou et al. ont observé qu'une exposition à l'eau de mer pouvait faire chuter la température de transition vitreuse du composite Lin/PLA [60]. Un abaissement de la température de transition vitreuse du matériau par la pénétration d'une solution (effet plastifiant [150, 178]) pourrait aussi expliquer une augmentation de la diffusivité du composite résultant en l'apparition d'une reprise de la diffusion [150] à 92h d'immersion. Au bout de 475h, les éprouvettes immergées dans le Surfanios® et le Terralin® ont atteint la saturation alors que celles immergées dans l'eau continuent de gagner en masse mais dans une moindre mesure.

La Figure 5-7b montre le comportement à l'absorption des éprouvettes de Lin/PLA-D de la campagne VC5 pour les trois solutions. Le comportement à l'absorption est sensiblement identique quelque soit la solution d'immersion. L'échantillonnage pendant les premières 31 h montre une tendance linéaire des gains de masse. Le taux d'absorption diminue ensuite progressivement jusqu'à 540h de temps d'immersion. La diffusion dans l'eau et le Surfanios® sont d'apparence Fickienne alors que la diffusion dans le Terralin® ne semble pas tendre vers un palier de saturation (courbe 1 de la Figure 5-2).

a



b

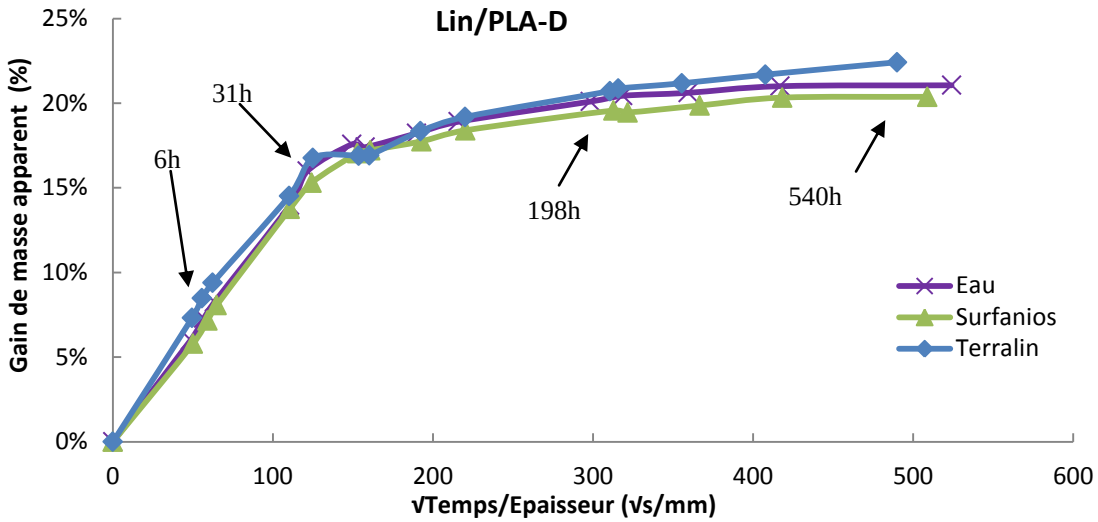


Figure 5-7: Courbes d'absorption pour le Lin/PLA a) Campagne VC4, b) Campagne VC5.

La pente de la partie linéaire des courbes de gain de masse qui traduit l'absorption pendant le temps court est représentée par la valeur de « k » dans le Tableau 5.6. Durant le temps court, la valeur de « k » de l'eau et du Surfanios® sont du même ordre de grandeur alors que celle pour le Terralin® est nettement. Le coefficient de diffusion est aussi supérieur

pour le Terralin® quel que soit le composite considéré (Lin/PLA-B ou Lin/PLA-D). Cela signifie que la capacité du Terralin® à pénétrer ces composites est comparativement supérieure. La diffusivité des produits est globalement plus importante dans le composite Lin/PLA-B que dans le composite Lin/PLA-D. Ces différences constatées peuvent venir de la nature des fibres ou des différents procédés de fabrication employés. La capacité de rétention des composites est représentée par la valeur de M_m dans le Tableau 5.6. Il peut être observé que quelque soit le composite considéré dans les deux campagnes, le gain de masse à saturation est de l'ordre de 20-22%, sauf pour le cas du composite Lin/PLA-B immergé dans de l'eau qui atteint une saturation de l'ordre de 27%.

Campagne	Matériau	Solution	$k*10^3$ (mm/√s)	M_m (%)	$D*10^{-7}$ (mm²/s)	D_c*10^{-7} (mm²/s)
VC4	Lin/PLA-B	Eau	1,773	27,08%	84,19	51,91
		Surfanios®	1,847	22,60%	131,23	81,06
		Terralin®	2,501	22,54%	251,70	155,11
VC5	Lin/PLA-D	Eau	1,283	20,79%	74,76	57,04
		Surfanios®	1,215	20,35%	70,01	53,15
		Terralin®	1,456	21,76%	87,95	66,76

Tableau 5.6: Pente de la partie linéaire, gain de masse à saturation et coefficients de diffusion pour les composites lin/PLA.

Les courbes de gain de masse obtenues pour les composites à base de Lin/PP sont illustrées sur la Figure 5-8 en fonction de la racine carrée du temps par unité d'épaisseur. De même que pour les composites Lin/PLA, un domaine linéaire en début d'absorption est observé et un palier de saturation a lieu pour des temps d'immersion plus long. La pente de la partie linéaire, le gain de masse à saturation et les coefficients de diffusion pour les composites Lin/PP sont donnés dans le Tableau 5.7.

Pour les deux campagnes d'essais, le comportement à l'absorption est d'apparence Fickienne quelque soit la solution. Pour le composite Lin/PP-B (Figure 5-8a), la saturation en eau se distingue de celle en Surfanios® et en Terralin® avec un gain de masse de l'ordre 28% pour l'eau contre un gain de masse de l'ordre de 22% pour le Surfanios® et le Terralin® à saturation (Tableau 5.7). Pour le composite Lin/PP-D (Figure 5-8b), le comportement à l'absorption est quasi identique pour les trois solutions. L'absorption de l'eau étant légèrement inférieure en comparaison avec les deux autres solutions. Il peut être remarqué que pendant le temps court de la diffusion, tout comme ce qui a été observé sur les composites Lin/PLA, les valeurs de k pour le Terralin® sont supérieures à celles des deux autres produits.

Il peut aussi être noté que la capacité de rétention des solutions est inférieure pour le composite Lin/PP-D par rapport au composite Lin/PP-B. Les taux de fibres étant identiques, cette différence de capacité de rétention peut provenir de l'origine différente des fibres et de la différence des procédés d'élaboration des deux composites.

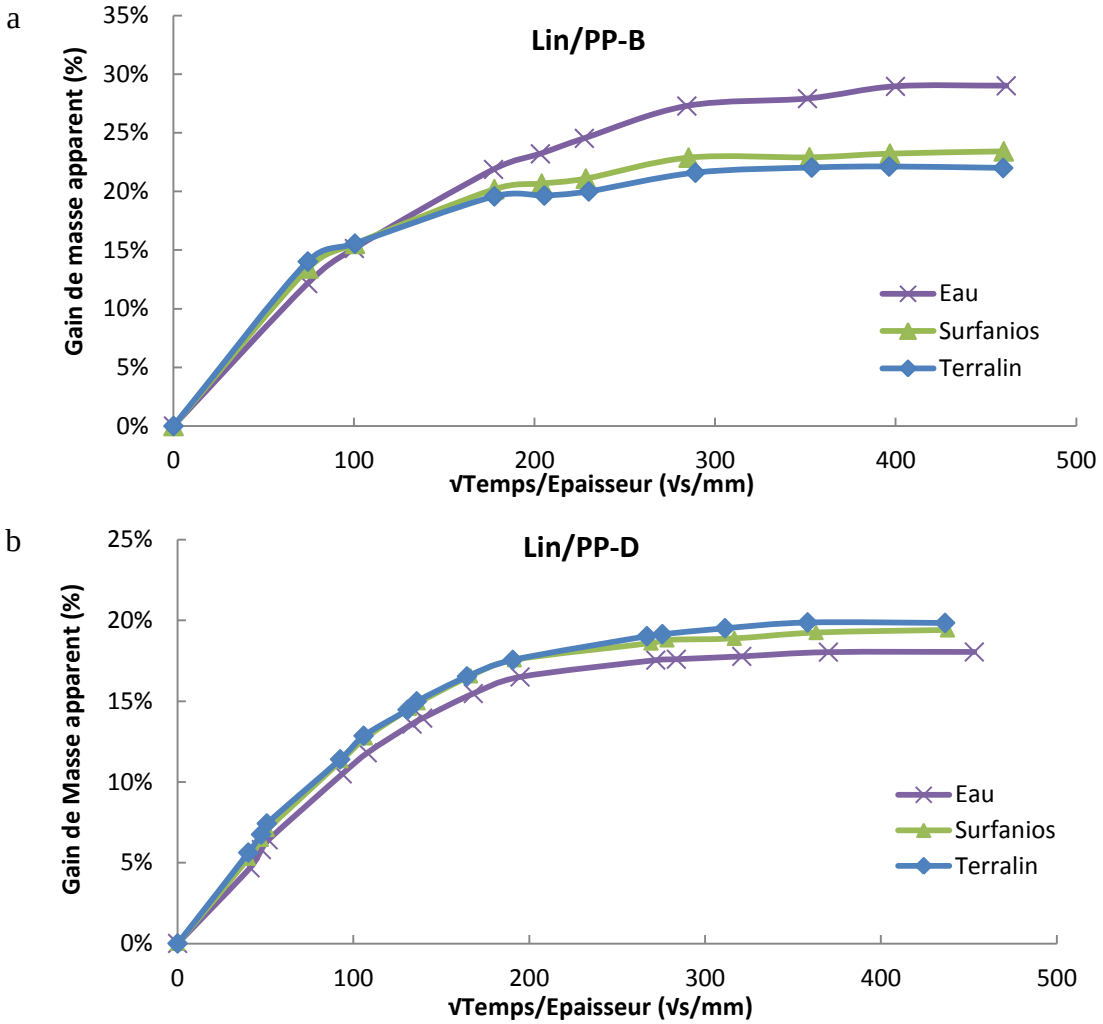


Figure 5-8: Courbes d'absorption pour le lin/PP a) Campagne VC4, b) Campagne VC5.

Campagne	Matériau	Solution	$k*10^3$ (mm/√s)	M_m (%)	$D*10^{-7}$ (mm²/s)	D_c*10^{-7} (mm²/s)
VC4	Lin/PP-B	Eau	1,46	28,30%	53,18	29,02
		Surfanios®	1,67	23,06%	103,25	56,39
		Terralin®	1,72	21,94%	120,19	65,68
VC5	Lin/PP-D	Eau	1,10	17,95%	72,92	52,45
		Surfanios®	1,20	19,18%	75,76	54,16
		Terralin®	1,22	19,74%	74,35	53,21

Tableau 5.7: Pente de la partie linéaire, gain de masse à saturation et coefficients de diffusion pour les composites lin/PP.

Les études menées sur les matrices PLA et PP montrent que le gain de masse est respectivement de l'ordre de 1% et 0,5% [60, 155]. Par conséquent, les niveaux de rétention (Tableau 5.6 et Tableau 5.7) des composites sont essentiellement dus à la présence des fibres dans le composite et de leur nature hydrophile. La présence de fibres au sein de la matrice fait également augmenter le coefficient de diffusion. Ces effets ont été étudiés et rapportés dans la littérature sur les fibres naturelles [14, 59, 156, 179].

Les composites ici étudiés ont des taux de fibres de l'ordre de 40% (valeurs initiales dans les tissus comélés). A titre de comparaison, Scida et al.[164] trouvent un gain de masse à saturation en eau de 20 % et un coefficient de diffusion corrigé de l'ordre de $60x10^{-7}$mm²/s pour un bio-composite de Lin/Epoxy (armure sergé) avec un taux de fibres de 56%. Ces résultats sont donc en accords avec les résultats de notre étude.

Les composites à base de PLA sont ceux qui montrent une plus grande capacité à se laisser pénétrer par les solutions comparativement aux composites à base de PP. Ceci peut s'expliquer par une plus forte hydrophobicité des polyéfines dans le PP réduisant son pouvoir hygroscopique [155]. Un pouvoir hygroscopique supérieur pour les composites Lin/PLA laisse supposer un endommagement plus important des propriétés mécaniques. Ces aspects sont commentés dans la section 5.3.5.3.

Les composites de PP sont quant à eux relativement moins sensibles aux différentes solutions en termes d'absorption. La comparaison entre les deux composites à base de PP montre que le composite Lin/PP-B est le plus sensible à l'absorption des produits. La différence entre ces deux composites peut venir de la provenance de la fibre de lin et l'armature du renfort.

Relativement aux solutions d'immersions sur les temps courts, il est observé que le Terralin® est la solution qui a le plus tendance à pénétrer les composites, suivi du Surfanios® et de l'eau. Ces travaux ont donc permit de mettre en évidence cette spécificité pour les produits de nettoyage.

La pénétration des solutions dans les composites entraîne un gonflement, quantifiée par les mesures d'épaisseurs, et indiquée dans le Tableau 5.8 à l'état de saturation. Le gonflement se produit par l'introduction des molécules d'eau au sein des macromolécules hydrophiles et entre les chaînes des molécules du polymère (interstices) [150, 155]. Le PP étant plus hydrophobe que le PLA, cela pourrait expliquer un taux de gonflement moindre des composites Lin/PP.

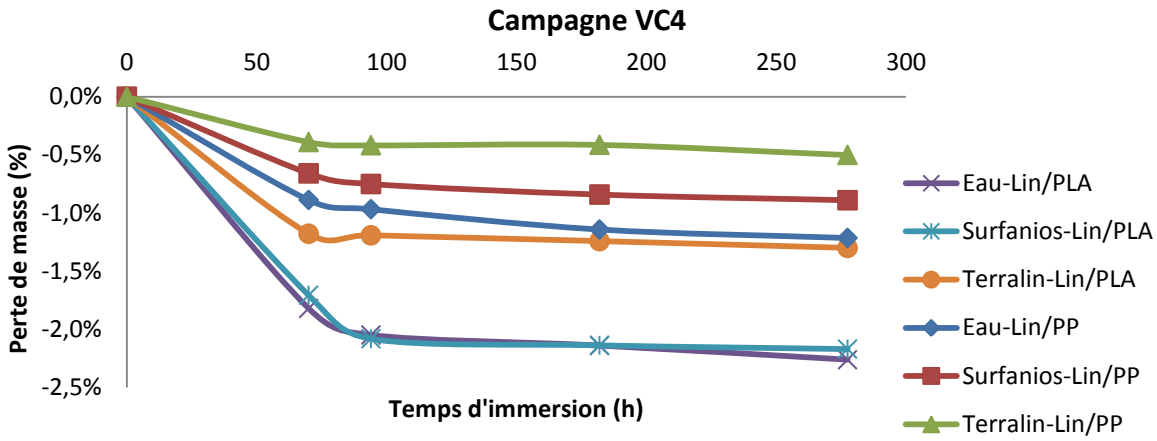
Campagne	Matériau	Solution	Gonflement (%)	Matériau	Solution	Gonflement (%)
VC4 à475 h	Lin/PLA-B	Eau	19%	Lin/PP-B	Eau	7%
		Surfanios®	19%		Surfanios®	7%
		Terralin®	23%		Terralin®	8%
VC5 à 540 h	Lin/ PLA-D	Eau	22%	Lin/ PP-D	Eau	14%
		Surfanios®	24%		Surfanios®	16%
		Terralin®	28%		Terralin®	17%

Tableau 5.8: Gonflement des composites à saturation.

5.3.5.2 Pertes de masse

La dégradation induite par l'immersion dans les différentes solutions peut être quantifiée par la perte de masse. La Figure 5-9 montre l'évolution de la perte de masse dans les conditions de références des différents composites dans chaque solution et pour les deux campagnes d'essai. Le Tableau 5.9 fait un récapitulatif de ces pertes de masse après 277h et 360h de temps d'immersion respectivement pour les composites de la campagne VC4 et VC5.

a



b

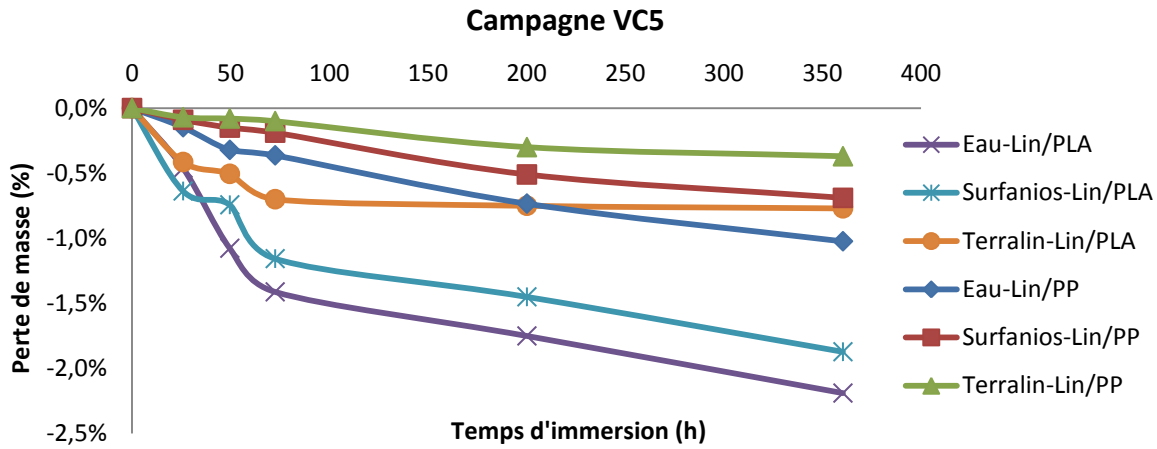


Figure 5-9: Courbes de pertes de masse, a) campagne VC4, b) campagne VC5.

La perte de masse des composites de la campagne VC4 semble atteindre un taux de décroissance assez faible au bout de 182h de temps d'immersion alors que pour ceux utilisés dans la campagne VC5, la tendance décroissante se poursuit à 360h de temps d'immersion. Une dégradation en termes de perte de masse de l'ordre d'un facteur 2 peut être observée entre les composites Lin/PLA et Lin/PP (Tableau 5.9).

L'infiltration des solutions à l'interface fibre-matrice peut provoquer la libération de substances solubles des fibres (Figure 5-4c) [14, 59] et conduire à une partie des pertes de masse observées dans les composites. Des études sur des bio-composites à matrice PLA ou sur la matrice PLA seule ont montré que l'absorption d'eau avait comme conséquence l'apparition de fissure au niveau de la matrice. Au bout d'un certain temps d'immersion, des particules de PLA se dispersent dans la solution et cela se traduit aussi par une perte de masse [60, 155]. Le PP seul a une perte de masse quasi nulle après vieillissement par immersion dans l'eau [155]. Par conséquent, les pertes de masse affichées pour les composites Lin/PP sont probablement essentiellement causées par la libération de substances solubles des fibres

dans les solutions et ceci pourrait expliquer les valeurs de pertes de masse inférieures comparativement à celles observées pour les composites Lin/PLA. Il peut-être également remarqué que la perte de masse des composites est supérieure dans le cas d'une exposition à l'eau et cela laisse supposer qu'il y a potentiellement plus de substances solubles dans l'eau que dans le Surfanios® ou le Terralin®.

Bien que le gain de masse à saturation soit du même ordre de grandeur pour les deux composites (Tableau 5.6 et Tableau 5.7), la perte de masse des composites mesurée lors des deux campagnes doit conduire à une dégradation des propriétés mécaniques. Cette chute de propriétés doit être plus significative pour les Lin/PLA dont la perte de masse est plus conséquente. En effet, Joseph et al. [156] ont montré que la libération de substances solubles, en partie à l'origine des pertes de masse, pouvait causer une décohésion à l'interface fibre-matrice (Figure 5-4d). Cela devrait se traduire par une chute des modules d'Young et de la contrainte à la rupture des composites. Ces derniers points sont traités dans le paragraphe 5.3.5.3. La perte de masse s'accompagnant d'une chute des propriétés mécaniques des composites, il peut faire l'objet d'un critère de fin de vie [169].

Campagne	Matériau	Solution	Perte de masse (%)	Matériau	Solution	Perte de masse (%)
VC4 à 277h	Lin/PLA-B	Eau	-2,26%	Lin/PP-B	Eau	-1,21%
		Surfanios®	-2,17%		Surfanios®	-0,89%
		Terralin®	-1,30%		Terralin®	-0,50%
VC5 à 360 h	Lin/ PLA-D	Eau	-2,19%	Lin/ PP-D	Eau	-1,02%
		Surfanios®	-1,87%		Surfanios®	-0,69%
		Terralin®	-0,77%		Terralin®	-0,37%

Tableau 5.9: Pertes de masse des composites pour les deux campagnes VC4 et VC5.

5.3.5.3 Evolution des propriétés mécaniques en fonction du temps d'immersion

Les évolutions du comportement et des propriétés mécaniques en traction des composites ont été étudiées dans le cas d'un vieillissement à l'eau et au Surfanios® dans le cadre de la campagne VC4. Le comportement mécanique aux différents temps de vieillissement et dans les divers états (humide ou sec/référence) est donné sur la Figure 5-10 dans le cas d'une immersion à l'eau, les évolutions du comportement mécanique en traction après immersion dans le Surfanios® étant identique.

Il peut être observé sur la Figure 5-10a que le comportement mécanique en traction à l'état initial pour le composite Lin/PLA-B est de type élastique fragile. L'immersion des éprouvettes a pour résultat un changement du comportement en traction que ce soit à l'état

humide ou à l'état sec. Une première zone linéaire très courte (où le module d'Young est calculé) suivit d'une deuxième zone plus étendue où la contrainte augmente de façon modérée en fonction de la déformation est observée. Ce changement de comportement peut être mis en lien avec les faciès de rupture des éprouvettes (Figure 5-11). En effet, il peut être observé sur la Figure 5-11a que la rupture du composite non-vieilli est nette. Cela traduit une bonne adhésion fibre-matrice et une rupture fragile. En revanche, au bout d'une semaine d'immersion, le comportement change drastiquement comme précisé précédemment. Une chute de l'ordre de -72% de la contrainte à la rupture et de -61% du module d'Young est constatée à l'état humide (Tableau 5.10). Ces chutes des propriétés mécaniques sont liées à une dégradation de l'interface fibre-matrice suite à l'absorption de produit. Sur la Figure 5-11b&c, il peut être observé que la rupture de l'éprouvette n'est pas franche contrairement à l'état non-vieilli. Les mèches constituant le renfort tissé sont apparentes dans l'éprouvette après la rupture. Cela signifie que la matrice a subie une dégradation importante (fissurations et craquements [60, 155]). Le fait que l'éprouvette n'ait pas rompu en deux parties distinctes montre aussi que le transfert de charge de la matrice au renfort n'est plus garanti et cela est une conséquence de la décohésion fibre-matrice [156]. Le Tableau 5.10 montre qu'au bout d'une semaine d'immersion, l'essentielle de la perte des propriétés mécaniques, en termes de modules et de contraintes à rupture a eu lieu et que le séchage des éprouvettes résulte en une récupération minime de ces propriétés en traction. Le fait que ces propriétés n'évoluent plus après une semaine peut être expliqué par le fait que les éprouvettes ont atteint la saturation en termes d'absorption au bout de ce temps d'immersion [152]. Par contre, concernant la déformation à rupture un effet du temps de d'immersion se traduit avec une augmentation significative, entre une et deux semaines, de cette déformation, celle-ci n'évoluant plus après deux semaines. L'immersion ayant lessivée partiellement la matrice PLA, il peut être supposé de cette zone du comportement mécanique qu'il est relatif en grande partie aux renforts, qui avec des taux d'absorption différents voient leur déformations à rupture augmenter [180]. La comparaison entre les échantillons humides et séchés, sur la déformation à rupture, montre que le séchage a un effet significatif puisqu'elle diminue. Cet effet peut être dû à la réversibilité de la plastification du PLA restant et aussi à la diminution de la déformation à la rupture des fibres résultant du séchage. Les relevés montrent aussi que la dégradation des propriétés mécaniques est légèrement supérieure pour un vieillissement au Surfanios® Tableau 5.10. Il peut donc être conclu que ce produit de nettoyage tend à dégrader d'avantage l'interface que l'eau à terme.

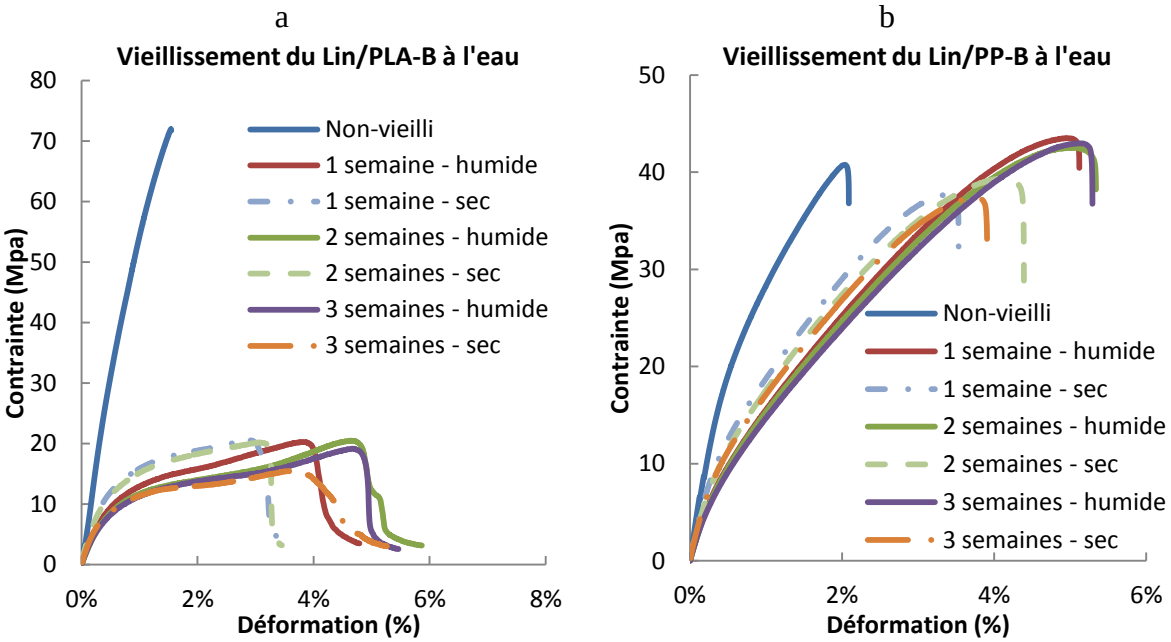


Figure 5-10: Evolution du comportement mécaniques des composites de la campagne VC4 pour une immersion à l'eau, a) Lin/PLA-B, b) Lin/PP-B.

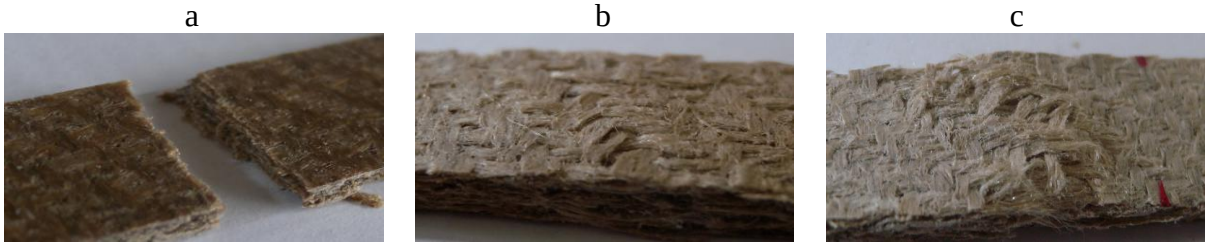


Figure 5-11: Zones de rupture des éprouvettes de traction de Lin/PLA-B a) non-vieilli, b) 2 semaines-humide, c) 2 semaines-sec.

	Lin/PLA-B					
	Eau- Etat humide			**Eau- Etat sec**		
	σ_{max} (MPa)	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**	**σ_{max} (MPa)**	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**
Non-vieilli	**67,48 ± 6,31**	**6,56 ± 0,30**	**1,44 ± 0,14**	**67,48 ± 6,31**	**6,56 ± 0,30**	**1,44 ± 0,14**
1 semaine	18,42 ± 2,57	2,55 ± 0,43	4,22 ± 0,59	17,12 ± 3,00	3,25 ± 0,25	2,59 ± 0,34
2 semaines	19,58 ± 1,29	2,37 ± 0,04	4,51 ± 0,18	18,85 ± 1,82	3,07 ± 0,18	3,00 ± 0,07
3 semaines	19,15 ± 0,78	2,37 ± 0,03	4,69 ± 0,32	19,30 ± 2,08	3,22 ± 0,28	2,89 ± 0,20
	Surfanios®- Etat humide			**Surfanios® - Etat sec**		
	σ_{max} (MPa)	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**	**σ_{max} (MPa)**	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**
Non-vieilli	**67,48 ± 6,31**	**6,56 ± 0,30**	**1,44 ± 0,14**	**67,48 ± 6,31**	**6,56 ± 0,30**	**1,44 ± 0,14**
1 semaine	18,71 ± 3,51	2,43 ± 0,37	4,05 ± 0,63	22,09 ± 2,82	3,65 ± 0,34	1,84 ± 0,13
2 semaines	17,86 ± 0,23	2,34 ± 0,02	4,16 ± 0,01	18,42 ± 2,82	2,70 ± 0,32	3,52 ± 0,36
3 semaines	16,00 ± 0,57	2,14 ± 0,01	4,60 ± 0,23	16,04 ± 3,00	2,80 ± 0,25	3,71 ± 0,34

Tableau 5.10: Evolution des propriétés mécaniques pour le composite Lin/PLA-B.

L'évolution du comportement en traction du composite Lin/PP-B peut être observée sur la Figure 5-10b. Le comportement du composite à l'état initial non-vieilli est constitué de deux zones linéaires. Une première zone linéaire élastique qui est utilisée pour la détermination du module et une seconde zone linéaire plus étendue qui se poursuit jusqu'à la rupture [152]. Au cours du vieillissement, le comportement du composite reste inchangé mais cependant la pente des deux zones linéaires diminue et la déformation à la rupture augmente (Tableau 5.11). L'observation des faciès de rupture du composite Lin/PP-B non-vieilli, Figure 5-12a, montre que la rupture est moins nette que dans le cas du composite Lin/PLA-B non-vieilli (Figure 5-11a). La présence de fibres étirées au niveau des faces de rupture du composite Lin/PP-B souligne une adhésion fibre-matrice moins bonne entre lin-PP qu'avec le lin-PLA. Ceci peut expliquer pourquoi les propriétés mécaniques du composite Lin/PP-B sont inférieures à l'état initial (Tableau 5.11) au composite Lin/PLA-B (Tableau 5.10). Cependant, l'observation des faciès de rupture du composite à l'état initial, vieilli-humide et vieilli-sec montre que l'interface fibre-matrice est relativement moins endommagée pour le composite Lin/PP puisqu'il y a suffisamment de transfert de charge pour amener la rupture des fibres et rompre les éprouvettes en deux parties. L'évolution des propriétés mécaniques du composite sont comparables que ce soit par un vieillissement à l'eau ou au Surfanios® (Tableau 5.11). Par ailleurs, il peut être observé que la contrainte à la rupture du composite Lin/PP-B augmente avec le temps d'immersion à l'état humide par rapport à la contrainte à rupture à l'état initial. Ce constat a déjà été fait sur des composites de Sisal/PP et est causé par le gonflement des fibres au sein de la matrice [59]. Il est observé qu'après un séchage, les contraintes à la rupture sont inférieures à celles de l'état initial (Tableau 5.11) et à l'état humide. Tout comme pour le composite Lin/PLA-B, l'essentiellement des pertes de propriétés mécaniques ont lieu au bout de la première semaine d'immersion.

L'échantillonnage sur une semaine pour la première mesure des propriétés après vieillissement étant trop long, le nombre de prélèvement au cours de la première semaine a été augmenté pour la campagne VC5.

Le séchage permet de quantifier les dégradations irréversibles suite à l'immersion des composites. Il est à noter que le séchage de la campagne VC4 a été effectué à 105°C en étuve pendant 24h et que les éprouvettes caractérisées à l'état sec l'ont été quelques minutes après avoir été retirées de l'étuve. Par conséquent, il est possible que la température de l'éprouvette lors de l'essai de traction soit bien au-dessus de la température ambiante et que donc les propriétés mécaniques caractérisées ne soient pas vraiment représentatives des propriétés

réversibles à comparer avec les propriétés initiales. Le séchage à 105°C, au dessus de la température de transition vitreuse des matrices a peut être aussi entrainé des modifications d'ordre cristalline dans les polymères. La comparaison des propriétés à l'état sec avec les propriétés initiales est donc discutable. Les conditions de référence de la campagne VC5 (à 30°C) permettent de palier ce problème dans le protocole.

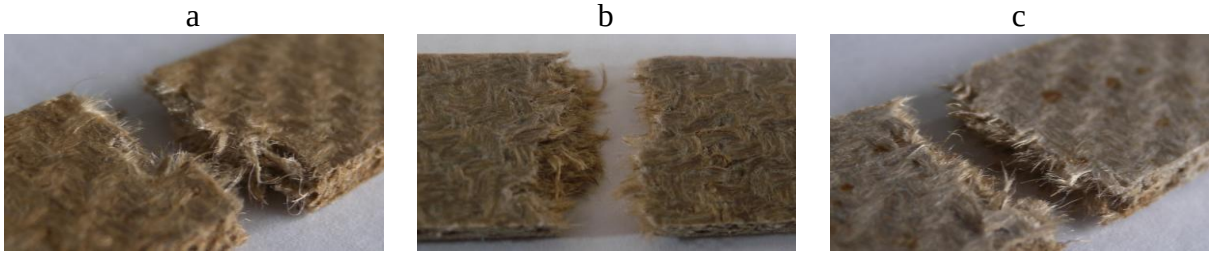


Figure 5-12: Zones de rupture des éprouvettes de traction de Lin/PP-B a) non-vieilli, b) 2 semaines-humide, c) 2 semaines-sec.

	Lin/PP-B					
	Eau- Etat humide			**Eau- Etat sec**		
	σ_{max} (MPa)	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**	**σ_{max} (MPa)**	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**
Non-vieilli	**39,82 ± 1,63**	**5,07 ± 0,26**	**2,82 ± 0,19**	**39,82 ± 1,63**	**5,07 ± 0,26**	**2,82 ± 0,19**
1 semaine	43,60 ± 0,57	2,60 ± 0,03	4,95 ± 0,01	37,71 ± 0,01	3,47 ± 0,06	3,47 ± 0,08
2 semaines	42,85 ± 0,48	2,62 ± 0,01	4,87 ± 0,24	38,63 ± 1,02	3,00 ± 0,01	3,93 ± 0,27
3 semaines	43,00 ± 0,05	2,49 ± 0,05	5,26 ± 0,15	36,08 ± 1,84	3,08 ± 0,07	3,85 ± 0,13
	Surfanios®- Etat humide			**Surfanios® - Etat sec**		
	σ_{max} (MPa)	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**	**σ_{max} (MPa)**	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**
Non-vieilli	**39,82 ± 1,63**	**5,07 ± 0,26**	**2,82 ± 0,19**	**39,82 ± 1,63**	**5,07 ± 0,26**	**2,82 ± 0,19**
1 semaine	41,77 ± 0,83	2,56 ± 0,08	4,41 ± 0,20	38,41 ± 1,28	3,47 ± 0,16	3,33 ± 0,08
2 semaines	43,29 ± 1,85	2,43 ± 0,06	5,38 ± 0,54	35,93 ± 0,11	2,80 ± 0,06	4,15 ± 0,10
3 semaines	42,62 ± 2,64	2,47 ± 0,02	5,22 ± 0,60	36,51 ± 0,45	2,88 ± 0,12	4,04 ± 0,35

Tableau 5.11: Evolution des propriétés mécaniques pour le composite Lin/PP-B.

L'évolution du comportement mécanique des composites de la campagne VC5 est illustrée sur la Figure 5-13 pour un vieillissement au Terralin®. Dans cette campagne, les composites ont été caractérisés après vieillissement à l'état humide après 1 et 3 jours de temps d'immersion durant la première semaine. Puis toute les semaines jusqu'à un temps d'immersion de 3 semaines. Au bout des 3 semaines, un couple d'éprouvette a été ramené à l'état de référence puis caractérisé en traction. Les composites présentent les mêmes évolutions du comportement dans l'eau ou le Surfanios®. Les propriétés mécaniques identifiées sont données dans les Tableau 5.12 et Tableau 5.13.

Pour le composite Lin/PLA-D, le comportement à l'état initial présente un premier domaine linéaire jusqu'à environ 35 MPa suivi d'un autre domaine linéaire à plus faible taux de croissance et plus étendu en termes de déformation jusqu'à la rupture. Après vieillissement par immersion, le comportement du composite est conservé. Cependant, l'étendue du premier domaine linéaire est réduite et l'étendue du deuxième domaine linéaire augmente. Le module de traction et la contrainte maximale chutent considérablement dès 24h de temps d'immersion. A l'état humide, la contrainte maximale chute jusqu'a -66 % et le module jusqu'à -76 % pour un vieillissement au Terralin® après 3 semaines. L'essentiel des pertes de propriétés mécaniques a lieu dans les premières 24h d'immersion. Le séchage après 3 semaines d'immersion permet de récupérer, en moyenne, environ 70% de la contrainte maximale à rupture et 46% pour le module par rapport aux propriétés initiales. En comparant les propriétés mécaniques à l'état sec du Tableau 5.12, il peut être observé que le Terralin® cause le plus de dégradation irréversible des propriétés mécaniques du composite, suivi du Surfanios® puis de l'eau. L'introduction des produits de nettoyage a donc un effet plus négatif que l'eau sur les propriétés mécaniques.

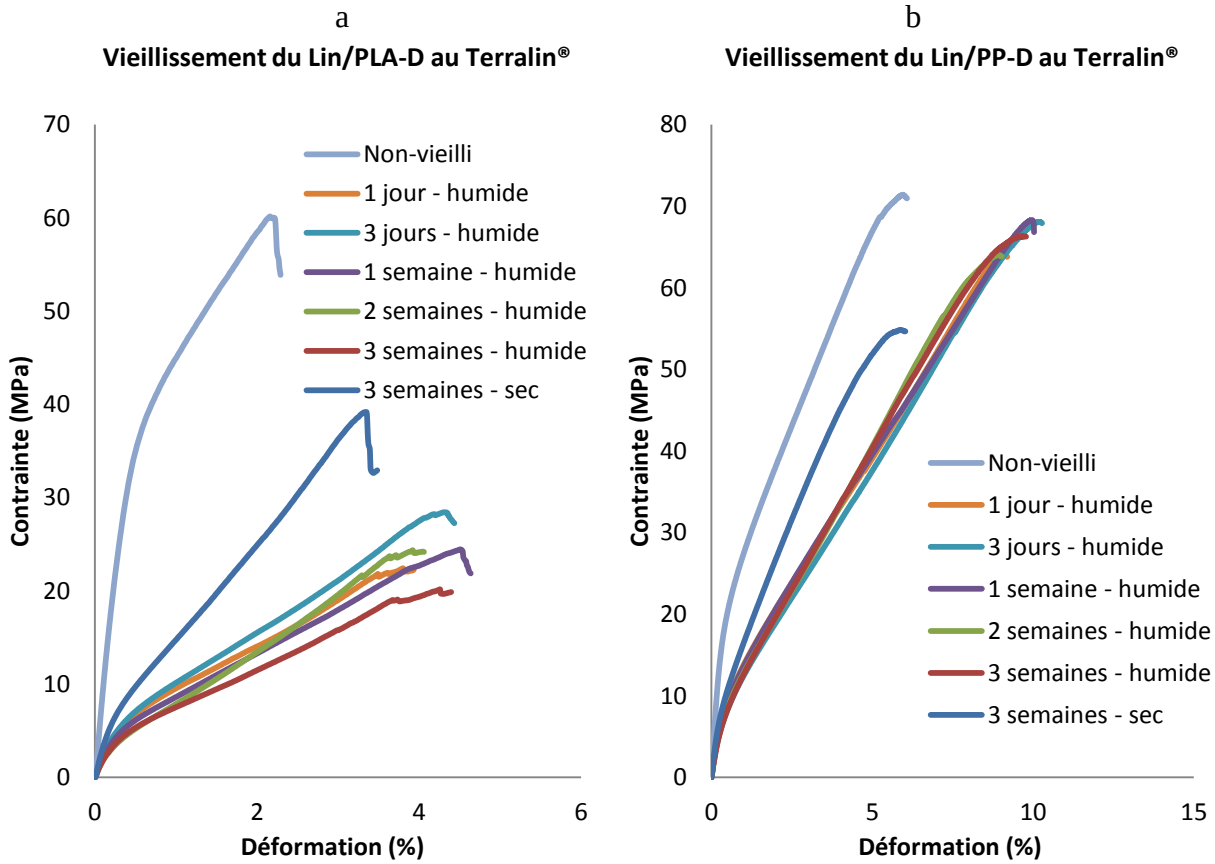


Figure 5-13: Evolution du comportement mécaniques des composites de la campagne VC5 pour une immersion à l'eau, a) Lin/PLA-B, b) Lin/PP-B.

	Lin/PLA-D					
	Eau- Etat humide			**Eau- Etat sec**		
	σ_{max} (MPa)	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**	**σ_{max} (MPa)**	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**
Non-vieilli	**67,25 ± 10,05**	**8,71 ± 0,43**	**2,28 ± 0,17**	**67,25 ± 10,05**	**8,71 ± 0,43**	**2,28 ± 0,17**
1 jour	39,95 ± 2,20	3,00 ± 0,25	4,26 ± 0,01			
3 jours	33,22 ± 3,06	2,47 ± 0,48	4,14 ± 0,20			
1 semaine	31,27 ± 0,91	2,06 ±0,02	4,28 ± 0,02			
2 semaines	29,84 ± 0,	1,96 ± 0,06	4,24 ± 0,22			
3 semaines	30,35 ± 3,19	2,25 ± 0,08	4,21 ± 0,01	57,83 ± 1,62	5,62 ± 1,00	3,00 ± 0,52
	Surfanios®- Etat humide			**Surfanios® - Etat sec**		
	σ_{max} (MPa)	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**	**σ_{max} (MPa)**	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**
Non-vieilli	**67,25 ± 10,05**	**8,71 ± 0,43**	**2,28 ± 0,17**	**67,25 ± 10,05**	**8,71 ± 0,43**	**2,28 ± 0,17**
1 jour	33,63 ± 0,61	2,83 ± 0,12	4,60 ± 0,02			
3 jours	26,28 ± 3,04	1,87 ± 0,29	3,95 ± 0,25			
1 semaine	26,09 ± 0,36	2,14 ± 0,31	4,08 ± 0,11			
2 semaines	31,62 ± 0,65	2,43 ± 0,06	4,03 ± 2,43			
3 semaines	29,70 ± 1,29	2,09 ± 0,01	4,11 ± 0,10	45,52 ± 0,34	3,21 ± 0,40	3,33 ± 0,18
	Terralin®- Etat humide			**Terralin ® - Etat sec**		
	σ_{max} (MPa)	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**	**σ_{max} (MPa)**	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**
Non-vieilli	**67,25 ± 10,05**	**8,71 ± 0,43**	**2,28 ± 0,17**	**67,25 ± 10,05**	**8,71 ± 0,43**	**2,28 ± 0,17**
1 jour	26,23 ± 5,41	2,56 ± 0,33	4,16 ± 0,50			
3 jours	26,49 ± 2,74	1,93 ± 0,68	4,05 ± 0,36			
1 semaine	21,39 ± 4,29	1,96 ± 0,08	4,39 ± 0,17			
2 semaines	25,58 ± 1,76	1,76 ± 0,28	4,40 ± 0,67			
3 semaines	22,52 ± 3,33	1,63 ± 0,02	4,41 ± 0,20	38,81 ± 0,55	3,12 ± 0,24	3,57 ± 0,31

Tableau 5.12: Evolution des propriétés mécaniques pour le composite Lin/PLA-D.

Le composite Lin/PP-D affiche aussi un comportement en traction similaire au composite Lin/PLA-D avec un premier domaine linéaire dans lequel est calculé le module en traction suivi d'un deuxième domaine linéaire moins rigide et plus étendue jusqu'à la rupture. Le comportement reste inchangé après un vieillissement par immersion, une diminution des modules dans les deux domaines est constatée. L'essentielle de l'évolution des propriétés mécaniques à l'état humide a aussi lieu durant les premières 24h d'immersion. En termes d'échantillonnage des mesures dans le protocole, il faudrait augmenter d'avantage le nombre de prélèvements d'éprouvettes de traction dans les premières 24h d'immersion. Tout comme pour le composite Lin/PP-B de la campagne VC4, la contrainte à la rupture des composites Lin/PP-D à l'état humide ne diminue que très peu ou voir même augmente avec le temps d'immersion pour les mêmes raisons dues au gonflement des fibres [59]. De même, il s'en suit qu'après un séchage au bout de 3 semaines d'immersion, la contrainte à la rupture diminue. Les propriétés mécaniques récupérées après séchage (Tableau 5.13) sont quasiment

identiques pour le composite Lin/PP-D quelque soit la solution d'immersion. Environ 83% de la contrainte maximale à rupture initiale subsiste après séchage et environ 50% du module en traction.

	Lin/PP-D					
	Eau- Etat humide			**Eau- Etat sec**		
	σ_{max} (MPa)	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**	**σ_{max} (MPa)**	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**
Non-vieilli	**67,98 ± 4,82**	**5,45 ± 0,52**	**6,05 ± 0,13**	**67,98 ± 4,82**	**5,45 ± 0,52**	**6,05 ± 0,13**
1 jour	66,90 ± 2,63	2,43 ± 0,11	9,93 ± 0,57			
3 jours	67,42 ± 3,59	2,10 ± 0,14	9,55 ± 1,35			
8 jours	67,14 ± 4,69	2,17 ± 0,28	9,34 ± 1,64			
14 jours	69,99 ± 3,66	2,04 ± 0,16	10,12 ± 0,33			
21 jours	66,30 ± 2,22	1,80 ± 0,02	10,22 ± 0,04	59,18 ± 1,444	2,63 ± 0,06	7,09 ± 0,01
	Surfanios® - Etat humide			**Surfanios® - Etat sec**		
	σ_{max} (MPa)	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**	**σ_{max} (MPa)**	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**
Non-vieilli	**67,98 ± 4,82**	**5,45 ± 0,52**	**6,05 ± 0,13**	**67,98 ± 4,82**	**5,45 ± 0,52**	**6,05 ± 0,13**
1 jour	69,26 ± 4,23	2,99 ± 0,03	8,63 ± 0,62			
3 jours	66,91 ± 0,02	2,17 ± 0,21	9,75 ± 0,37			
8 jours	65,09 ± 3,91	2,35 ± 0,08	9,24 ± 1,02			
14 jours	68,79 ± 5,58	2,10 ± 0,06	10,23 ± 1,26			
21 jours	69,61 ± 0,38	1,91 ± 0,06	10,74 ± 0,11	56,32 ± 0,11	2,25 ± 0,09	6,52 ± 0,58
	Terralin® - Etat humide			**Terralin® - Etat sec**		
	σ_{max} (MPa)	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**	**σ_{max} (MPa)**	**E (GPa)**	**ε_{max} (%)**
Non-vieilli	**67,98 ± 4,82**	**5,45 ± 0,52**	**6,05 ± 0,13**	**67,98 ± 4,82**	**5,45 ± 0,52**	**6,05 ± 0,13**
1 jour	64,53 ± 0,61	2,63 ± 0,18	9,12 ± 0,07			
3 jours	69,13 ± 1,50	2,20 ± 0,11	9,66 ± 0,70			
8 jours	68,91 ± 0,87	2,40 ± 0,03	9,64 ± 0,44			
14 jours	64,24 ± 0,33	2,29 ± 0,11	9,12 ± 0,30			
21 jours	64,69 ± 2,25	2,06 ± 0,02	9, 85 ± 0,29	54,16 ± 0,99	2,62 ± 0,13	6,17 ± 0,38

Tableau 5.13: Evolution des propriétés mécaniques pour le composite Lin/PP-D.

5.3.5.4 Bilan

Les essais de vieillissement par immersion ont été conduits dans l'objectif d'évaluer l'effet de l'interaction avec l'environnement opératoire (eau et détergents-décontaminant) sur le dimensionnement de la pièce et de sa tenue dans le temps. Le suivi de l'évolution des propriétés mécaniques en fonction du temps d'immersion montre une chute conséquente des modules à l'état humide (inférieure à 2,5 GPa pour le Lin/PLA et le Lin/PP) et à l'état sec (inférieure à 5,6 GPa pour le Lin/PLA et inférieure à 3 GPa pour le Lin/PP). Les modules diminuent pour atteindre des valeurs proches de ceux des polymères seuls (3,3 GPa pour le PLA et 1,6 GPa pour le PP). En ce qui concerne les contraintes à la rupture, bien que les

composites Lin/PP conservent une contrainte à la rupture du même ordre à l'état humide une chute d'environ 17% est constatée après séchage. Concernant les composites Lin/PLA la diminution atteint, à l'état humide, 60-74% par rapport aux valeurs initiales. Le séchage de la campagne VC4 sur le Lin/PLA-B permet de récupérer qu'une très faible partie des valeurs initiales alors que le séchage de la campagne VC5 sur le Lin/PLA-D permet de récupérer dans une meilleure mesure les propriétés initiales (86 % dans le cas de l'eau et 58 % dans le cas du Terralin®). Comparativement, il a pu être observé que le Terralin® induit plus de perte des propriétés mécaniques suivit du Surfanios®, puis de l'eau. Il était donc pertinent de soumettre au vieillissement dans les produits de nettoyage ces composites afin de relever cette particularité.

Une telle diminution des propriétés mécaniques peut remettre en cause le dimensionnement initial de la poutre et implique une vigilance quant à la tenue de la pièce dans le temps. Bien que les essais d'immersion représentent une condition extrême de vieillissement par rapport à l'application de nettoyage par pulvérisation, les résultats obtenus permettent d'envisager deux stratégies de dimensionnement avec deux ensembles de minorants des propriétés mécaniques.

La première stratégie de dimensionnement peut consister à prendre comme propriétés mécaniques d'entrée pour le dimensionnement celles obtenues à saturation à l'état humide. Un dimensionnement suivant cette stratégie serait très défavorable puisque la condition de saturation de la pièce ne sera jamais atteinte dans les conditions d'utilisation de la pièce. La deuxième stratégie peut consister à prendre comme propriétés mécaniques pour le dimensionnement celles obtenues après séchage. Le séchage permet de quantifier la dégradation irréversible en termes de propriétés mécaniques des composites après un vieillissement par immersion. Dimensionner avec les propriétés à l'état sec après immersion est moins défavorable car il permet d'obtenir un intermédiaire plutôt qu'un minorant des propriétés mécaniques obtenues à saturation. Par contre, les essais réalisés ne permettent pas de faire le lien entre le vieillissement par immersion (qui est censé reproduire un vieillissement accéléré) et la correspondance en nombre d'années de vieillissement en condition d'application. Par conséquent, la durée de vie ne peut pas être spécifiée.

Les deux stratégies précédentes proposent un dimensionnement dans un cas défavorable puisqu'elles reprennent les propriétés mécaniques obtenues après saturation (état humide ou sec). Les dégradations ayant lieu dans un état de saturation en solution de nettoyage n'auront probablement pas lieu lors de la vie de la pièce à concevoir. Cependant,

ces approches en termes de dimensionnement permettent de pointer sur la vigilance liée à l'impact négatif de l'absorption sur les propriétés mécaniques des bio-composites. Pour un meilleur dimensionnement, il serait judicieux dans un deuxième temps d'avoir un ordre de grandeur de ce que représente en termes d'absorption l'opération de nettoyage. C'est l'objet de la partie 0.

Les essais réalisés sur ces deux campagnes montrent que les composites sont sensibles à l'absorption des solutions. Les composites présentent des gains de masse élevés, supérieurs à 20% et un gonflement entre 19-28 % pour les composites Lin/PLA et entre 7-17 % pour les composites Lin/PP. Les chutes importantes des propriétés mécaniques à la fois à l'état humide et de référence après immersion ont été montrées. Afin de limiter les taux d'absorption qui résultent en une dégradation des propriétés initiales des composites, certains auteurs [154, 181] proposent l'ajout de films de protection sur les faces extérieures des composites. Ces films de protection en PLA ou PP permettent de réduire le gain de masse des composites et ainsi conserver de meilleurs propriétés mécaniques au cours du vieillissement.

La section suivante met en évidence cette dernière remarque par le suivi d'absorption d'éprouvettes protégées par une colle. Elle permet aussi de montrer l'influence des effets de bords par rapport au choix de la taille des éprouvettes des campagnes VC4 et VC5.

5.3.6 Nécessité d'une protection

Les courbes suivantes (Figure 5-14) ont été obtenues sur des éprouvettes de taille 15x15x2,04 mm^3 d'une plaque composite de Lin/PP-B avec 40% de fraction volumique de fibres. Les courbes présentent la comparaison de l'absorption des éprouvettes protégées et non protégées. Les protections ont été réalisées en enduisant les faces ou les bords des éprouvettes d'une colle néoprène étanche à l'eau. La protection complète consiste à enduire l'ensemble de l'éprouvette de colle. La protection des bords consiste à enduire de la colle sur les quatre côtés des éprouvettes et la protection des faces à enduire de la colle sur les deux faces, supérieure et inférieure, des éprouvettes.

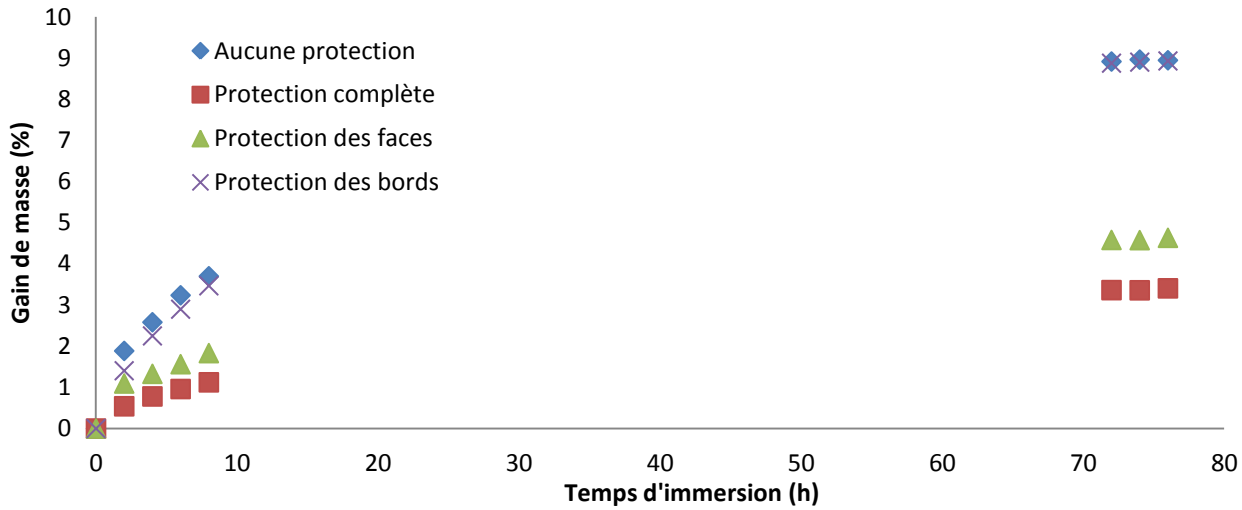


Figure 5-14: Comparaison des courbes d'absorption entre des éprouvettes non protégées et des éprouvettes protégées.

La comparaison de la courbe d'absorption des éprouvettes sans protection avec les éprouvettes avec une protection complète permet de mettre en évidence que la présence de la colle freine l'absorption sans pour autant l'arrêter complètement. La colle étant étanche à l'eau, le gain de masse de l'ordre de 3,3 % observé peut venir des points de faiblesse lors de la dépose de la colle permettant le passage de l'eau. Ces essais montrent aussi que l'absorption des éprouvettes dont les bords ont été protégés ne présente presqu'aucune différence avec celle qui ne sont pas protégées. Les valeurs atteintes à saturation sont identiques. Seule une légère différent dans la cinétique d'absorption en début d'immersion est observée. Ce résultat montre que la diffusion est négligeable par les bords et qu'elle s'opère principalement selon l'épaisseur. La protection des faces permet de réduire de moitié l'absorption de l'éprouvette. Par conséquent, le développement d'un revêtement ou une protection de surface permettrait de réduire la pénétration des solutions dans le composite et ainsi limiter les dégradations qui en découlent. [154, 181].

5.4 Etude des cycles de nettoyage

Cette partie traite d'une étude préliminaire portant sur les cycles de nettoyage. Son objectif est de quantifier ce que représentent, en termes d'absorption, les cycles de nettoyage de la pièce et de tenter de faire un lien avec les résultats de l'étude de la partie précédente. Pour ce faire, la démarche consiste à soumettre un ensemble d'éprouvettes découpées en plaques mince au processus de nettoyage durant une semaine. Dans cette étude préliminaire, le nettoyage a été effectué avec de l'eau. Les résultats sont utilisés afin d'obtenir un ordre de grandeur des propriétés mécaniques en service qui tiennent compte de l'effet de l'environnement.

5.4.1 Matériaux et protocole expérimental

Le matériau utilisé est une plaque de Lin/PLA-D (voir section 5.3.2) dans laquelle des éprouvettes de taille 150mmx150mm ont été découpées.

Le protocole expérimental reprend l'opération de nettoyage tel que définit dans la section 5.1.2 pour un nettoyage en deux étapes. Avant chaque cycle de nettoyage, la masse de l'éprouvette est mesurée. Un cycle de nettoyage consiste à faire un premier nettoyage avec un chiffon plié en quatre suivi d'un deuxième nettoyage qui consiste à déposer un film d'eau à l'aide d'un pulvérisateur à main. Lors du premier nettoyage, le chiffon est imprégné d'eau et l'éprouvette est essuyée en un seul passage. Pour la deuxième étape, la pulvérisation est d'abord faite en dehors du champ de l'éprouvette, puis par un mouvement de va et vient latéral, la pulvérisation s'effectue dans le champ de l'éprouvette à une distance de 30 cm. Après cette deuxième étape de nettoyage, la masse de l'échantillon est à nouveau mesurée afin de quantifier la quantité de produit déposé en surface. Ce protocole est répété quotidiennement pendant une semaine.

Le pulvérisateur manuel utilisé possède un réglage qui permet de modifier le débit et l'angle d'ouverture du jet pulvérisé. Pour tenir compte de l'influence de la variation de la quantité de produit émise par le pulvérisateur, deux configurations ont été testées. Une première série d'essais a été réalisée avec un réglage d'ouverture intermédiaire du pulvérisateur et une deuxième série d'essai avec un réglage d'ouverture maximale.

Ces essais ont eu lieu dans les conditions environnementales standards de laboratoire, soit 20 ± 2 °C en température et 60 ± 5 % en humidité relative. Les masses sont mesurées avec une balance d'une précision de 0,01 mg.

5.4.2 Résultats

Le Tableau 5.14 et le Tableau 5.15 présentent les gains de masse mesurés pour les deux séries d'essais. Le gain de masse avant nettoyage est obtenu par la mesure de la masse des éprouvettes avec chaque cycle de nettoyage et correspond donc au gain de masse résiduel du cycle de nettoyage précédent, ayant eu lieu la veille. Le gain de masse après nettoyage est quant à lui obtenu après le cycle de nettoyage et correspond donc à la quantité d'eau déposée sur l'éprouvette en surface. Cette quantité d'eau présente en surface peut potentiellement être en partie absorbée au cours du temps par l'éprouvette et en partie évaporée dans l'air ambiant.

Il peut être constaté que selon l'ouverture du pulvérisateur, la quantité d'eau déposée à l'issu de la pulvérisation n'est pas identique. Pour une ouverture intermédiaire, la quantité d'eau déposée représente en moyenne 0,90 % de la masse de l'éprouvette, la valeur maximale étant de 1,07%. Pour une ouverture maximale, la quantité d'eau déposée représente en moyenne 1,38 % de la masse des éprouvettes et au maximum 1,98%. En considérant cette dernière valeur, il peut être formulé que dans le cas le plus défavorable et en négligeant le phénomène d'évaporation, les éprouvettes pourraient potentiellement absorber 1,98 % d'eau lors d'un cycle de nettoyage. Les mesures des gains de masse avant nettoyage montrent aussi que pour les deux cas d'ouverture du pulvérisateur, la masse des éprouvettes ne varie que très peu avant chaque cycle, soit -0,01 % en moyenne. Cette comparaison montre que l'équilibre est probablement atteint avant chaque cycle de nettoyage et que quelque soit la quantité d'eau absorbée lors d'un cycle de nettoyage, elle aura été évacuée entre les cycles. De plus, les variations des gains de masse mesurées avant nettoyage sont très faibles et ne dégagent pas une tendance, elles sont donc probablement liées aux variations de l'humidité relative de l'air ambiant.

	Gain de masse	
Cycles	Avant nettoyage	Après nettoyage
C0	0,00%	0,88%
C1	0,08%	0,81%
C2	0,04%	0,79%
C3	-0,04%	0,90%
C4	-0,12%	0,95%
C5	-0,05%	1,07%
C6	0,02%	-
Moyenne	-0,01%	0,90%
Maximum	0,08%	1,07%
Minimum	-0,12%	0,79%

Tableau 5.14: Evolution des masses en fonction des cycles de nettoyage (ouverture intermédiaire du pulvérisateur).

Cycles	Gain de masse	
	Avant nettoyage	Après nettoyage
C0	0,00%	0,91%
C1	0,11%	1,04%
C2	0,04%	1,51%
C3	-0,03%	1,34%
C4	0,00%	1,98%
C5	-0,20%	1,51%
C6	0,03%	-
Moyenne	-0,01%	1,38%
Maximum	0,11%	1,98%
Minimum	-0,20%	0,91%

Tableau 5.15: Evolution des masses en fonction des cycles de nettoyage (ouverture maximale du pulvérisateur).

Pour revenir sur la problématique du dimensionnement et de la durabilité, ces essais effectués sur une semaine peuvent permettre d'avoir un autre ordre de grandeur des propriétés mécaniques d'entrée pour un dimensionnement qui tienne compte de l'interaction avec l'environnement opératoire. Certains auteurs ont montré qu'une relation de couplage entre la chute des propriétés mécaniques et le gain de masse pouvait exister [154, 182]. L'existence d'un tel couplage peut permettre de prédire les propriétés mécaniques des composites par la connaissance du profil de sorption. Le Duigou et al. [154] ont constaté que les propriétés mécaniques chutaient de façon quasi linéaire en fonction du gain de masse sur des composites de Lin/PLA immergés dans de l'eau de mer. La Figure 5-15 montre la relation qui existe entre le gain de masse et la variation des propriétés mécaniques du composite Lin/PLA-D en reprenant les résultats de la partie précédente. Il existe en effet une tendance quasi linéaire entre l'évolution de la contrainte à la rupture et le module de traction en fonction du gain de masse.

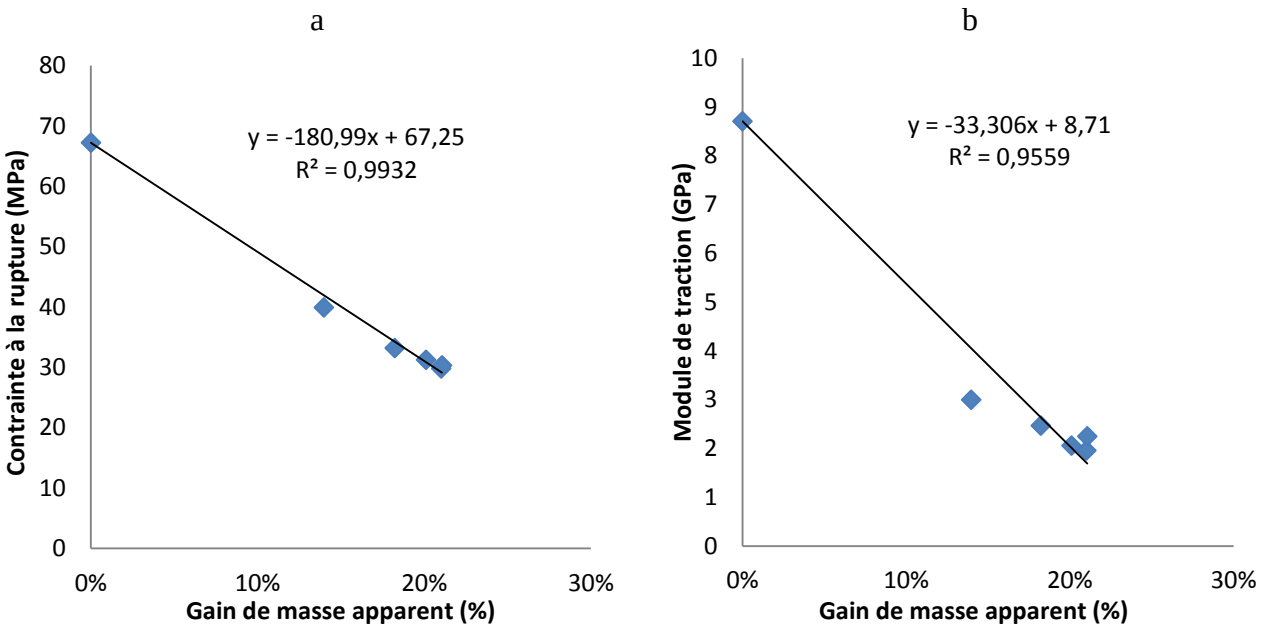


Figure 5-15: Evolution des propriétés mécaniques en fonction du gain de masse, Lin/PLA-D.

Une troisième stratégie en plus des deux autres formulées en conclusion de la partie précédente peut être ici proposée à partir de ces résultats. En prenant un majorant du gain de masse pour un cycle de nettoyage, soit 1,98% dans le cas présent, les propriétés mécaniques correspondantes peuvent être estimées à partir des tendances de la Figure 5-15. Les propriétés mécaniques en traction calculées sont données dans le Tableau 5.16. La prise en compte du gain de masse potentiellement causé par les opérations de nettoyage entrainerait, par le biais de ce modèle, une chute de -5,3 % de la contrainte à la rupture et de -7,6 % du module de traction en service.

Condition	Gain de masse (%)	Contrainte à la rupture (MPa)	Module de traction (GPa)
Initial	0	67,25	8,71
Au cours des cycles de nettoyage	1,98	63,67	8,05

Tableau 5.16: Propriétés mécaniques avant et après nettoyage.

Un dimensionnement selon cette stratégie tient compte de l'effet de l'environnement sur les propriétés mécaniques de la pièce mais suppose que les propriétés sont réversibles entre chaque cycle de nettoyage. Cependant, des dégradations ont probablement lieu au cours des cycles et les essais réalisés sur une semaine ne permettent pas de les mettre en évidence. Il serait donc intéressant de pouvoir quantifier les dégradations irréversibles au cours d'un

certain nombre de cycle de nettoyage et les mettre en lien avec les résultats de la partie précédente. Le cas échéant, il serait alors possible de faire un lien avec la durée de vie et la tenue dans le temps en établissant un nombre de cycles limites de nettoyage. Afin de quantifier les dégradations, il serait nécessaire de pouvoir ramener les éprouvettes dans un état de référence pour pouvoir quantifier la perte de masse par exemple et mettre en évidence certains phénomènes.

Un dimensionnement suivant la stratégie proposée dans cette partie est beaucoup moins contraignant que les deux stratégies proposées précédemment et beaucoup plus proche de l'application même si elle néglige les dégradations irréversibles. Pour compenser cela, l'introduction d'un coefficient de sécurité peut être envisagée.

Figure 5-16: Décoloration suite à l'exposition à l'humidité.

Pour finir, il est constaté un changement de couleur des éprouvettes au cours des cycles de nettoyage, Figure 5-16. L'éprouvette de gauche correspond à l'état du composite avant nettoyage, celle de droite correspond à l'état du composite après une semaine de nettoyage. Ces décolorations sont aussi observées suite à l'exposition à un environnement humide pour d'autres matériaux cellulosique [155, 183]. Cette variation de couleur implique des changements dans le matériau qui sont probablement d'ordre chimique. Ces décolorations peuvent faire l'objet de préoccupations quant à la validation du matériau selon les protocoles internes de la société MAQUET qui portent sur des analyses qualitative visuelles. Ce dernier point met d'autant plus en évidence la nécessité d'une enveloppe protectrice en surface du matériau.

5.5 Conclusion et perspectives

Le comportement des bio-composites Lin/PLA et Lin/PP a été évalué dans l'environnement opératoire au cours de ce chapitre. La démarche d'évaluation, axée sur l'évolution des propriétés mécaniques des bio-composites et de leurs tenues dans le temps, s'est déroulée suivant deux approches. Une première approche a consisté à suivre le vieillissement dans des conditions sévères par immersion dans les différents produits de nettoyage. Une deuxième approche a permis de caractériser le comportement dans les conditions réelles.

Les essais de vieillissement par immersion ont permis de mettre en évidence l'intérêt de l'étude avec les produits de nettoyage. En effet, les comportements vis-à-vis de l'absorption ainsi que les comportements mécaniques des éprouvettes soumises aux produits désinfectants sont différents du cas où les composites sont soumis à une immersion à l'eau. L'objectif de cette partie a porté sur la recherche d'un ensemble de minorants des propriétés mécaniques qui tiennent compte du vieillissement dans l'environnement opératoire.

Sur l'échelle de temps courts, une cinétique d'absorption plus importante a été observée pour une immersion dans le Terralin®. Pour l'ensemble des composites testés, les 50 % des gains de masse ont lieu durant les premières 24h d'immersion. Sur l'échelle de temps long, il a pu être observé que la nature de la matrice n'avait pas une grande influence sur la capacité de rétention à saturation entre les différents couples de composites. Les gains de masse à saturation, entre 18-28 %, sont essentiellement dus à la présence des fibres au sein de la matrice. Il a aussi été observé que le coefficient de diffusion des produits de nettoyage était soit du même ordre ou supérieur à celui de l'eau selon les composites considérés. De manière générale, les coefficients de diffusion sont supérieurs dans les composites Lin/PLA que dans les composites Lin/PP. Les composites présentent des gonflements importants suite à l'absorption des produits. Les composites de Lin/PLA atteignent des gonflements relativement important de 19-28% alors que les composites de Lin/PP atteignent des gonflements de l'ordre de 7-17%. La comparaison des résultats entre les deux campagnes montre aussi que les propriétés d'absorption dépendent de la provenance des fibres et des procédés de fabrications.

Le suivi des pertes de masses dans les états de références montre un lessivage plus important des composites Lin/PLA par rapport aux composites Lin/PP, de l'ordre d'un facteur 2. Les pertes de masse sont aussi plus importantes dans le cas d'une immersion à l'eau. Ceci

laisse supposer qu'il y a plus de substances solubles et de fissurations dans l'eau que dans le Surfanios® ou le Terralin®.

Les essais de vieillissement par immersion ont été couplés à des essais de traction sur les composites afin de suivre l'évolution des propriétés mécaniques au cours du vieillissement. Il a été mesuré que les pertes de propriétés mécaniques avaient lieu dans une grande proportion au cours d'une semaine d'immersion pour les deux composites à l'état humide. Les modules de traction mesurés à l'état humide sont inférieurs à 2,5 GPa pour les deux couples de composites. Pour les composites de Lin/PLA, la contrainte à la rupture chute conséquemment suite à l'absorption, 60-74% des valeurs initiales à l'état humide, ce qui souligne une dégradation importante des interfaces fibres-matrice. Contrairement aux composites Lin/PLA, les composites Lin/PP montrent des contraintes à la rupture plus stables après immersion. Ce dernier constat serait lié au gonflement des fibres et une meilleure conservation de l'adhésion fibre-matrice.

Le suivi des propriétés mécaniques ramenées aux états de référence secs ont permis de quantifier la part des dégradations irréversibles liée au vieillissement par immersion. Les essais de traction à l'état de référence de la campagne VC4 ayant eu lieu dans des températures d'éprouvettes probablement supérieure à l'ambiant, les propriétés caractérisées ne sont probablement pas représentatives de l'ensemble des propriétés réversibles après séchage. Pour les composites Lin/PLA, une récupération représentant entre 36-65 % du module initial est obtenue après séchage au bout de 3 semaines d'immersion. Sur la campagne VC4, le séchage ne permet pas de récupérer la contrainte à la rupture par rapport aux éprouvettes caractérisées à l'état humide alors que pour la compagne VC5 entre 58-86 % des propriétés initiales sont récupérées. Pour les composites de Lin/PP entre 42-61 % du module initial est récupéré à l'état de référence. En revanche, les contraintes à rupture à l'état sec sont inférieures à celles à l'état humide et seraient probablement dus au dégonflement des fibres après séchage. Ces campagnes de vieillissement montrent aussi que les produits de nettoyage engendrent une plus forte dégradation des propriétés mécaniques des composites, que ce soit à l'état humide ou à l'état sec, donnant donc lieu à deux ensembles de minorants sur les propriétés mécaniques.

Sur la base des propriétés mécaniques obtenues après vieillissement par immersion, deux stratégies de dimensionnement peuvent être adoptées. La première consiste à se placer dans le cas le plus défavorable et à prendre comme propriétés mécaniques d'entrée au dimensionnement celles obtenues à saturation au bout de trois semaines pour l'état humide.

Cette stratégie bien que hautement sécuritaire conduit à un surdimensionnement puisque l'état humide et saturé n'est jamais atteint dans la pratique. La deuxième stratégie possible consiste à prendre comme propriétés mécaniques d'entrée au dimensionnement celles obtenues après un séchage au bout de trois semaines d'immersion. Ces propriétés obtenues après séchage tiennent compte des dommages irréversibles suite au vieillissement des composites. Cependant, bien que les essais de vieillissement par immersion reproduisent un vieillissement accéléré des composites, les essais menés au cours de cette étude ne permettent pas de statuer sur la correspondance de ce vieillissement accéléré en temps de vieillissement dans les conditions naturelles. Dimensionner selon cette deuxième stratégie permet donc de tenir compte des dégradations irréversibles qui pourraient se produire au cours du temps mais la durée de vie correspondante ne peut pas être statuée. Par conséquent, étant donné les informations disponibles, il est difficile de dire dans quelle mesure cette stratégie correspond à un bon dimensionnement par rapport à la durée de vie attendue (au moins 5 ans).

Dans un deuxième temps, l'étude a porté sur la quantification des cycles de nettoyages en termes d'absorption afin de faire un lien avec les résultats du vieillissement par immersion de sorte à mieux se représenter les conditions des composites en service. Les résultats de cette étude préliminaire menée dans le cas d'un nettoyage à l'eau montrent qu'au cours des cycles, les composites peuvent potentiellement absorber au maximum 1,98 % de produits si le phénomène d'évaporation est négligé. A priori, le matériau retrouve un état d'équilibre avec l'ambiant entre les cycles de nettoyage. Sur la base d'un gain de masse de 1,98 % et en utilisant les relations entre le taux d'absorption et l'évolution des propriétés mécaniques obtenue dans le cas de l'eau dans l'étude de vieillissement par immersion, les propriétés mécaniques en service ont été déterminées. Ces propriétés mécaniques en service correspondent à une diminution de -5,3 % de la contrainte à la rupture et de -7,6 % du module de traction des propriétés initiales. Ces propriétés peuvent être utilisées pour une troisième stratégie de dimensionnement qui tient compte de l'interaction avec l'environnement. Par contre, les dégradations engendrées par les cycles de nettoyage n'ont pas pu être quantifiées puisqu'aucune tendance sur l'évolution de la masse de l'éprouvette ne s'est dégagée sur une semaine d'essai. De ce fait, il n'est pas possible non plus de prédire une durée de vie ou de prévoir un nombre de cycles limites de nettoyage. Pour palier cette inconnue, un coefficient de sécurité peut être appliqué sur les propriétés mécaniques en service déterminées.

Les études abordées dans ce chapitre ont permis de quantifier le niveau de dégradation des propriétés mécaniques engendré par l'absorption des produits de nettoyage. Les résultats montrent la nécessité d'être vigilant et prudent dans la prédiction de la durée de vie de ces composites pour l'application. Il serait donc très intéressant de pousser d'avantage l'étude de la durabilité de ces matériaux dans l'environnement opératoire au vue de l'application. Pour aller plus loin dans la prédiction de la durée de vie, il serait intéressant de mener des études de vieillissement dans d'autres conditions hygrothermiques afin de faire varier les cinétiques de dégradations. Cela pourrait permettre de dégager des tendances de vieillissement et donner accès à la possibilité de la prévision de la durée de vie et d'aboutir à un dimensionnement affiné [169]. Les études ici présentées se focalisent seulement sur les propriétés longitudinales en traction et ne permettent donc pas de remettre en cause le dimensionnement intégral de la poutre. Il serait aussi nécessaire en perspective d'évaluer l'influence du vieillissement sur le comportement transverse ou en cisaillement. De plus, il serait intéressant d'étendre la démarche à des matrices thermodurcissables telles que l'époxy, envisagée pour l'application mais qui n'a pas été considérée dans le cas présent.

L'étude des cycles de nettoyage par essuyage et pulvérisation serait aussi importante à approfondir. Pour pouvoir mettre en évidence des phénomènes de dégradation, les essais devraient être conduits dans des conditions d'environnement contrôlé, sur des temps plus longs et les éprouvettes ramenées à un état de référence pour suivre avec plus de précision leurs évolutions. Un rapprochement de cette étude pourrait aussi être fait avec d'autres travaux d'absorption et de désorption [180, 184, 185]

Du point de vue de l'optimisation de la structure, des améliorations peuvent être apportées sur la résistance à l'absorption qui serait aussi bénéfique en termes de stabilité des propriétés mécaniques. Il serait en effet possible d'avoir recours à des traitements spécifiques des fibres afin de réduire leur sensibilité à l'absorption [14]. Des traitements de fibres par des procédés d'alkanisation, ou l'utilisation d'hydroxyde de potassium et l'hydroxyde de sodium peuvent réduire l'absorption des fibres et la fixation des molécules d'eau [17]. D'autres traitements, avec les silanes par exemple, peuvent aussi permettre de réduire la libération de substances solubles [186] qui entrainent la dégradation au niveau des interfaces. Les résultats de la partie 5.3.6 confirment aussi l'intérêt d'avoir recours à une enveloppe de protection extérieure pour la finition qui limiterait aussi l'absorption de produits.

Enfin pour compléter le dimensionnement, il faudrait intégrer des phénomènes de fluage et de fatigue qui ont aussi lieu pour cette application et qui n'ont pas été traités dans le cadre de cette thèse.

Chapitre 6

Conclusions et perspectives

Au cours de ce manuscrit, les travaux suivant les trois axes de recherches portant sur l'analyse de la faisabilité d'éco-conception d'un bras d'éclairage opératoire ont été présentés. Les travaux ont porté sur l'étude du cas de charge mécanique pour la conception de la pièce (Chapitre 2), la caractérisation du renfort pour le procédé d'enroulement (Chapitre 3), l'analyse des pièces fabriquées et des paramètres des procédés (Chapitre 4) et le vieillissement d'éprouvettes en environnement opératoire (Chapitre 5).

En partant des besoins de la pièce en termes de performances mécaniques, des critères de dimensionnement et des règles de conception ont été développés de façon analytique pour répondre au cas de charge. Ces formulations analytiques ont été codé en un logiciel de type « outil ingénieur » et il en résulte une approche au dimensionnement relativement simple qui nécessite en entrée les propriétés mécaniques du pli élémentaire ou des constituants et un choix parmi les règles de conception. La chaîne de calcul associée permet d'aboutir à un cahier des charges de fabrication de la pièce. Une approche par éléments finis a aussi été mise en place pour l'étude du comportement mécanique de la pièce et les deux modèles convergent vers la même solution.

L'architecture de mèche unidirectionnelle de lin pour le renforcement des composites a été étudiée en détail en traction. Son comportement à plusieurs échelles a été mis en relation avec sa constitution et son architecture. Un mode de rupture par paquet de fibres a été identifié puis observé grâce à la méthode de corrélation d'image. Par ailleurs, au travers de cette étude le potentiel de cette architecture de mèche à être employée pour le procédé d'enroulement filamentaire par voie humide a aussi été démontré.

Les prototypes réalisés par enroulement filamentaire montrent la faisabilité de réaliser la pièce par ce procédé. L'approche théorique du comportement à l'échelle de la pièce a été confrontée aux résultats expérimentaux obtenus sur des prototypes. La comparaison des deux approches a fait ressortir la possibilité que le module longitudinal du stratifié ait été surestimé et que les modules transverses et de cisaillement aient été sous-estimés par les modèles

théoriques d'homogénéisation. Cependant, la présence de nombreux défauts et une absence de mesure précise du taux de fibres ont rendus l'analyse et l'interprétation des résultats difficiles. L'origine des défauts observés dans les prototypes a été identifiée et des recommandations faites afin de pouvoir les réduire à l'avenir.

La preuve de concept d'un procédé alternatif, le procédé de moulage par compaction interne, développé au sein du laboratoire, a été apportée par la réalisation de démonstrateurs. Ce procédé présente un intérêt pour les bio-composites. Cela tient de la possibilité de mise en forme en l'absence de grandes tensions (point faible des renforts en fibres naturelles en raison de leurs discontinuité) et d'apporter la compaction nécessaire par une membrane au moment de la consolidation de la pièce. Les diverses possibilités de mise en forme de la préforme sur le mandrin (tressage, enroulement filamentaire sec,…) doivent être explorées et validées. Ce procédé offre aussi l'avantage d'un état de surface extérieure homogène et lisse.

Afin d'intégrer l'interaction avec l'environnement opératoire dans le dimensionnement de la pièce, une étude du vieillissement par immersion et des cycles de nettoyage avec des produits détergents/décontaminants spécifiques a été conduite. Les résultats obtenus montrent qu'il faut être vigilant dans le dimensionnement de ces bio-composites pour des applications où le phénomène d'absorption risque d'avoir lieu. Les observations de cette étude ont permis de formuler trois stratégies de dimensionnement qui tiennent compte de l'effet de l'environnement. Cependant aucune conclusion sur la durée de vie vis-à-vis de l'application n'a pu être formulée avec les résultats actuels

Globalement, les solutions proposées permettent de répondre favorablement au cahier des charges industriel. La pièce est réalisable dans la géométrie demandée, avec les propriétés mécaniques nécessaires tout en apportant un allègement de la structure (portant d'avantage sur l'optimisation du dimensionnement que le changement de matériau). Une marge de progrès en termes de qualité des pièces fabriquées (taux de fibre, taux de porosité, finition) est envisageable à partir des recommandations proposées pour l'enroulement filamentaire.

De nombreuses perspectives peuvent être envisagées pour ces travaux. Une perspective de l'étude du comportement de la mèche serait de pouvoir le modéliser en fonction de la longueur. En effet, les propriétés mécaniques de la mèche sont fortement dépendantes de la longueur pour des longueurs inférieures à 50mm et ces dernières montrent une évolution moindre au-delà, se stabilisant à partir de 250mm. Par conséquent, pour des perspectives d'applications dans les modèles d'étude de la déformabilité des renforts tissé, la

question des propriétés mécaniques (à quelle longueur) à prendre en compte pour la maille élémentaire se pose. Les études menées sur la mèche ont aussi montré l'intérêt du liant dans la cohésion du renfort et sur les propriétés mécaniques du composite dérivé. Une perspective de ces travaux serait de travailler sur le développement d'un liant qui marierait à la fois une bonne cohésion de la mèche et une bonne capacité d'imprégnation par la résine. Ces recherches font actuellement l'objet de la thèse d'Emilie Capelle.

Il existe un enjeu dans l'estimation de la durée de vie de ces bio-composites. Leurs sensibilité à l'absorption est une préoccupation en termes de stabilités de leurs propriétés dimensionnelles et mécaniques dans le temps. Ainsi, l'étude du vieillissement par immersion et l'étude des cycles de nettoyage par pulvérisation seraient intéressantes à approfondir afin de pouvoir déboucher sur un critère de durée de vie.

Dans la continuité de la démarche d'éco-conception mené dans le cadre de cette thèse par un changement de matériau, il serait intéressant de produire un comparatif de l'analyse de cycle de vie des solutions bio-composites avec la solution actuelle en métallique afin de statuer à partir de critères objectifs l'intérêt d'un changement de matériau. Toujours dans la continuité de cette analyse de faisabilité d'éco-conception du bras d'éclairage opératoire, la démarche pourrait être appliquée à d'autres équipements de salle d'opération. Notamment à des éléments de table d'opération qui sont aujourd'hui réalisés en composite à base de fibres de carbone en raison de leur radio-transparence au rayon X. Des travaux préliminaires [187], pas détaillés dans ce manuscrit, effectué sur une plaque de Lin/PLA de 13mm semblent aller en faveur de la radio-transparence du bio-composite, laissant entrevoir une extension supplémentaire du champ d'application de ces nouveaux matériaux.

Références

[1] DUPUPET G. Fibres de carbone. Techniques de L'ingénieur. 2008;am5134:1-20.
[2] BERTHEREAU A. Fibres de verre de renforcement. Techniques de L'ingénieur. 2008;am5132:1-23.
[3] Biotex. http://compositesevolution.com/Products/Biotex/BiotexFlax.aspx. Composite Evolution.
[4] ISO 14062, Environmental management - Integrating environmental aspects into product design and development, 2002.
[5] Bellini B, Janin M. Ecoconception : état de l'art des outils disponibles. Techniques de L'ingénieur. 2011;G6010:35.
[6] Ashraf MA, Maah MJ, Yusoff I, Wajid A, Mahmood K. Sand mining effects, causes and concerns: A case study from Bestari Jaya, Selangor, Peninsular Malaysia. Scientific Research and Essays. 2011;6(6):1216-31.
[7] Kim CS, Lim H-S. Sediment dispersal and deposition due to sand mining in the coastal waters of Korea. Continental Shelf Research. 2009;29(1):194 - 204.
[8] Thornton EB, Sallenger A, Sesto JC, Egley L, McGee T, Parsons R. Sand mining impacts on long-term dune erosion in southern Monterey Bay. Marine Geology. 2006;229(1–2):45 - 58.
[9] Bodros E, Pillin I, Montrelay N, Baley C. Could biopolymers reinforced by randomly scattered flax fibre be used in structural applications? Composites Science and Technology. 2007;67(3-4):462 - 70.
[10] Bos H. The Potential of Flax Fibres as Reinforcement for Composite Materials: Technische Universiteit Eindhoven; 2004.
[11] Joshi SV, Drzal LT, Mohanty AK, Arora S. Are natural fiber composites environmentally superior to glass fiber reinforced composites? Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2004;35(3):371 - 6.
[12] Wambua P, Ivens J, Verpoest I. Natural fibres: can they replace glass in fibre reinforced plastics? Composites Science and Technology. 2003;63(9):1259 - 64.
[13] Baley C. Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites. Techniques de L'ingénieur. 2004;AM5130:1-12.
[14] Azwa ZN, Yousif BF, Manalo AC, Karunasena W. A review on the degradability of polymeric composites based on natural fibres. Materials & Design. 2013;47(0):424 - 42.
[15] Bhowmick M, Mukhopadhyay S, Alagirusamy R. Mechanical properties of natural fibre-reinforced composites. Textile Progress. 2012;44(2):85-140.

[16] Biagiotti J, Puglia D, Kenny JM. A Review on Natural Fibre Based Composites-Part I: Structure, Processing and Properties of Vegetable Fibres. Journal of Natural Fibers. 2004;1(2):37-68.
[17] Dittenber DB, GangaRao HVS. Critical review of recent publications on use of natural composites in infrastructure. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2012;43(8):1419 - 29.
[18] Huber T, Mussig J, Curnow O, Pang S, Bickerton S, Staiger MP. A critical review of all-cellulose composites. Journal of Material Science. 2012;47:1171–86.
[19] Ku H, Wang H, Pattarachaiyakoop N, Trada M. A review on the tensile properties of natural fiber reinforced polymer composites. Composites Part B: Engineering. 2011;42(4):856 - 73.
[20] Mantia FPL, Morreale M. Green composites: A brief review. Composites: Part A. 2011;doi:10.1016/j.compositesa.2011.01.017:1-10.
[21] Puglia D, Biagiotti J, Kenny JM. A Review on Natural Fibre-Based Composites–Part II: Application of Natural Reinforcements in Composite Materials for Automotive Industry. Journal of Natural Fibers. 2005;1:3:23-65.
[22] Shalwan A, Yousif BF. In State of Art: Mechanical and tribological behaviour of polymeric composites based on natural fibres. Materials & Design. 2013;48(0):14 - 24.
[23] Summerscales J, Dissanayake N, Virk A, Hall W. A review of bast fibres and their composites. Part 2 - Composites. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2010;41(10):1336 - 44.
[24] Summerscales J, Dissanayake NPJ, Virk AS, Hall W. A review of bast fibres and their composites. Part 1 - Fibres as reinforcements. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2010;41(10):1329 - 35.
[25] Summerscales J, Virk A, Hall W. A review of bast fibres and their composites: Part 3 – Modelling. Composites: Part A. 2013;44:132–9.
[26] Nunna S, Chandra PR, Shrivastava S, Jalan A. A review on mechanical behavior of natural fiber based hybrid composites. Journal of Reinforced Plastics and Composites. 2012;31:759.
[27] Yan L, Chouw N, Jayaraman K. Flax fibre and its composites – A review. Composites Part B: Engineering. 2014;56(0):296 - 317.
[28] Zini E, Scandola M. Green Composites: An Overview. POLYMER COMPOSITES. 2011;DOI 10.1002/pc.21224:1-11.
[29] Fowler PA, Hughes JM, Elias RM. Biocomposites: technology, environmental credentials and market forces. Journal of the Science of Food and Agriculture. 2006;86:1781–9.
[30] Baley C. Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2002;33(7):939 - 48.

[31] Baley C, Duigou AL, Bourmaud A, Davies P. Influence of drying on the mechanical behaviour of flax fibres and their unidirectional composites. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2012;43(8):1226 - 33.
[32] Baley C, Morvan C, Grohens Y. Influence of the Absorbed Water on the Tensile Strength of Flax Fibers. Macromolecular Symposia. 2005;222 (1):195–202.
[33] Bos HL, van den Oever MJA, Peters OCJJ. Tensile and compressive properties of flax fibres for natural fibre reinforced composites. Journal of Materials Science. 2002;37:1683-92.
[34] Charlet K, Baley C, Morvan C, Jernot JP, Gomina M, Bréard J. Characteristics of Hermès flax fibres as a function of their location in the stem and properties of the derived unidirectional composites. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2007;38(8):1912 - 21.
[35] Charlet K, Béakou A. Mechanical characterization and modeling of interfacial lamella within a flax bundle. Procedia Engineering. 2011;10(0):906 - 11.
[36] Charlet K, Béakou A. Mechanical properties of interfaces within a flax bundle – Part I: Experimental analysis. International Journal of Adhesion and Adhesives. 2011;31(8):875 - 81.
[37] Charlet K, Jernot JP, Gomina M, Bréard J, Morvan C, Baley C. Influence of an Agatha flax fibre location in a stem on its mechanical, chemical and morphological properties. Composites Science and Technology. 2009;69(9):1399 - 403.
[38] Charlet K, Jernot J-P, Gomina M, Eve S, Bréard J. Corrélations entre les propriétés mécaniques des fibres de lin et celles des composites dérivés. Matériaux et techniques. 2011;99:317-25.
[39] Defoirdt N, Biswas S, Vriese LD, Tran LQN, Acker JV, Ahsan Q, et al. Assessment of the tensile properties of coir, bamboo and jute fibre. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2010;41(5):588 - 95.
[40] Goutianos S, Peijs T. The optimization of flax fibre yarns for the development of high-performance natural fibre composites. Advanced Composites Letters. 2003;13:199-215.
[41] Goutianos S, Peijs T, Nystrom B, Skrifvars M. Development of Flax Fibre based Textile Reinforcements for Composite Applications. Applied Composite Materials. 2006;13:199-215.
[42] Goutianos S, Peijs T, Nystrom B, Skrifvars M. Textile reinforcements based on aligned flax fibres for structural composites. 2007.
[43] Virk AS, Hall W, Summerscales J. Failure strain as the key design criterion for fracture of natural fibre composites. Composites Science and Technology. 2010;70(6):995 - 9.

[44] Coroller G, Lefeuvre A, Duigou AL, Bourmaud A, Ausias G, Gaudry T, et al. Effect of flax fibres individualisation on tensile failure of flax/epoxy unidirectional composite. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2013;51(0):62 - 70.
[45] Brutch NB, Soret-Morvan O, Porokhovinova EA, Sharov IY, Morvan C. Characters of Fibre Quality in Lines of Flax Genetic Collection. Journal of Natural Fibers. 2008;5(2):95-126.
[46] Thuault A, Bazin J, Eve S, Bréard J, Gomina M. Numerical study of the influence of structural and mechanical parameters on the tensile mechanical behaviour of flax fibres. Journal of Industrial Textiles. 2013;DOI: 10.1177/1528083713481835:1-18.
[47] Andersons J, Porike E, Sparnins E. Modeling strength scatter of elementary flax fibers: The effect of mechanical damage and geometrical characteristics. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2011;42(5):543 - 9.
[48] Andersons J, Sparnins E, Porike E, Joffe R. Strength distribution of elementary flax fibres due to mechanical defects. International Inorganic-Bonded Fiber Composites Conference. 2008;11th IIBCC:1-7.
[49] Gu H, Liyan L. Research on tensile strength of linen/polypropylene composites with various fibre volume fractions. Materials and Design. 2008;29:1485–8.
[50] Muralidhar BA. Tensile and compressive behaviour of multilayer flax-rib knitted preform reinforced epoxy composites. Materials & Design. 2013;49(0):400 - 5.
[51] Phillips S, Baets J, Lessard L, Hubert P, Verpoest I. Characterization of flax/epoxy prepregs before and after cure. Journal of Reinforced Plastics and Composites. 2013;DOI: 10.1177/0731684412473359:1-9.
[52] Mehmood S, Madsen B. Properties and performance of flax yarn/thermoplastic polyester composites. Journal of Reinforced Plastics and Composites. 2012;31 (24):1746-57.
[53] Roussière F, Baley C, Godard G, Burr D. Compressive and Tensile Behaviours of PLLA Matrix Composites Reinforced with Randomly Dispersed Flax Fibres. Appl Compos Mater. 2012;19:171–88.
[54] Venkateshwaran N, Elayaperumal A, Sathiya GK. Prediction of tensile properties of hybrid-natural fiber composites. Composites: Part B. 2011;doi:10.1016/j.compositesb.2011.08.023:1-4.
[55] Andersons J, Joffe R. Estimation of the tensile strength of an oriented flax fiber-reinforced polymer composite. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2011;42(9):1229 - 35.
[56] Alix S, Lebrun L, Morvan C, Marais S. Study of water behaviour of chemically treated flax fibres-based composites: A way to approach the

hydric interface. Composites Science and Technology. 2011;71(6):893 - 9.
[57] Arbelaiz A, Fernández B, Ramos JA, Retegi A, Llano-Ponte R, Mondragon I. Mechanical properties of short flax fibre bundle/polypropylene composites: Influence of matrix/fibre modification, fibre content, water uptake and recycling. Composites Science and Technology. 2005;65(10):1582 - 92.
[58] Chow CPL, Xing XS, Li RKY. Moisture absorption studies of sisal fibre reinforced polypropylene composites. Composites Science and Technology. 2007;67(2):306 - 13.
[59] Dhakal HN, Zhang ZY, Richardson MOW. Effect of water absorption on the mechanical properties of hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites. Composites Science and Technology. 2007;67(7–8):1674 - 83.
[60] Duigou AL, Davies P, Baley C. Seawater ageing of flax/poly(lactic acid) biocomposites. Polymer Degradation and Stability. 2009;94(7):1151 - 62.
[61] Espert A, Vilaplana F, Karlsson S. Comparison of water absorption in natural cellulosic fibres from wood and one-year crops in polypropylene composites and its influence on their mechanical properties. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2004;35(11):1267 - 76.
[62] Gouanvé F, Marais S, Bessadok A, Langevin D, Métayer M. Kinetics of water sorption in flax and PET fibers. European Polymer Journal. 2007;43(2):586 - 98.
[63] Retegi A, Arbelaiz A, Alvarez P, Llano-Ponte R, Labidi J, Mondragon I. Effects of hygrothermal ageing on mechanical properties of flax pulps and their polypropylene matrix composites. Journal of Applied Polymer Science. 2006;102 (4):3438-45.
[64] Stamboulis A, Baillie CA, Garkhail SK, Melick HGHV, Peijs T. Environmental Durability of Flax Fibres and their Composites based on Polypropylene Matrix. Applied Composite Materials. 2000;7:273–94.
[65] Yang H-S, Kim H-J, Park H-J, Lee B-J, Hwang T-S. Water absorption behavior and mechanical properties of lignocellulosic filler–polyolefin bio-composites. Composite Structures. 2006;72(4):429 - 37.
[66] Duigou AL, Davies P, Baley C. Exploring durability of interfaces in flax fibre/epoxy micro-composites. Composites: Part A. 2013;http://dx.doi.org/10.1016/j.compositesa.2013.01.010:1-32.
[67] Duigou AL, Bourmaud A, Balnois E, Davies P, Baley C. Improving the interfacial properties between flax fibres and PLLA by a water fibre treatment and drying cycle. Industrial Crops and Products. 2012;39(0):31 - 9.

[68] Duigou AL, Davies P, Baley C. Interfacial bonding of Flax fibre/Poly(l-lactide) bio-composites. Composites Science and Technology. 2010;70(2):231 - 9.
[69] Duigou AL, Davies P, Baley C. Macroscopic analysis of interfacial properties of flax/PLLA biocomposites. Composites Science and Technology. 2010;70(11):1612 - 20.
[70] Bozaci E, Sever K, Sarikanat M, Seki Y, Demir A, Tavman EOI. Effects of the atmospheric plasma treatments on surface and mechanical properties of flax fiber and adhesion between fiber–matrix for composite materials. Composites: Part B. 2013;45:565–72.
[71] Shah DU, Schubel PJ, Licence P, Clifford MJ. Hydroxyethylcellulose surface treatment of natural fibres: the new 'twist' in yarn preparation and optimization for composites applicability. Journal of Material Science. 2012;47:2700–11.
[72] po Ho M, Wang H, Lee J-H, kit Ho C, tak Lau K, Leng J, et al. Critical factors on manufacturing processes of natural fibre composites. Composites: Part B. 2012;43:3549–62.
[73] Rassmann S, Reid RG, Paskaramoorthy R. Effects of processing conditions on the mechanical and water absorption properties of resin transfer moulded kenaf fibre reinforced polyester composite laminates. Composites: Part A. 2010;41:1612–9.
[74] Bourmaud A, Baley C. Effects of thermo mechanical processing on the mechanical properties of biocomposite flax fibers evaluated by nanoindentation. Polymer Degradation and Stability. 2010;95(9):1488 - 94.
[75] Jarroux N. Les biopolymeres : differentes familles, proprietes et applications. Techniques de L'ingénieur. 2008;Référence AM3580:1 - 16.
[76] Oksman K, Skrifvars M, Selin JF. Natural fibres as reinforcement in polylactic acid (PLA) composites. Composites Science and Technology. 2003;63(9):1317 - 24.
[77] Cox HL. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials. British Journal of Applied Physics. 1952;3 (3):72-9.
[78] Halpin JC. Stiffness and Expansion Estimates for Oriented Short Fiber Composites. Journal of Composite Materials. 1969;3:732.
[79] F.W.J. van Hattum CAB, F.J. Macedo, Ferreira JA. Modelling the mechanical and thermal properties of short fibre composites.
[80] Facca AG, Kortschot MT, Yan N. Predicting the elastic modulus of natural fibre reinforced thermoplastics. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2006;37(10):1660 - 71.
[81] Fu S-Y, Lauke B. Effects of fiber length and fiber orientation distributions on the tensile strength of short-fiber-reinforced polymers. Composites Science and Technology. 1996;56(10):1179 - 90.

[82] Hermans JJ. The Elastic Properties of Fiber-Reinforced. Materials When the Fibers are Aligned. Proceedings of the Royal Academy, Amsterdam. 1967;B70:1.
[83] JC H, JL K. The Halpin–Tsai equations: a review. Polym Eng Sci. 1976;16(5):344–52.
[84] Khan IA. Prediction of elastic properties of 2D orthogonal plain weave fabric composite: National Institute of Technology, Rourkela, Orissa, India; 2009.
[85] Liang J-Z. Predictions of Young's modulus of short inorganic fiber reinforced polymer composites. Composites Part B: Engineering. 2012;43(4):1763 - 6.
[86] Modniks J, Andersons J. Modeling elastic properties of short flax fiber-reinforced composites by orientation averaging. Computational Materials Science. 2010;50(2):595 - 9.
[87] Scida D, Aboura Z, Benzeggagh ML, Bocherens E. Prediction of the elastic behaviour of hybrid and non-hybrid woven composites. Composites Science and Technology. 1998;57(12):1727 - 40.
[88] Tucker CL, Liang E. Stiffness predictions for unidirectional short-fiber composites: Review and evaluation. Composites Science and Technology. 1999;59(5):655 - 71.
[89] Christensen RM. Mechanics of Composite Materials: Dover Publications; 1979.
[90] Christensen RM, Lo KH. Solutions for effective shear properties in three phase sphere and cylinder models. Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 1979;27 (4):315-30.
[91] Hashin Z. Viscoelastic fiber reinforced materials. AIAA Journal. 1966;4 (8):1411-7.
[92] Hill R. Theory of mechanical properties of fibre-strengthened materials: I. Elastic behaviour. Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 1964;12(4):199 - 212.
[93] Gay D. Matériaux Composites: Hermès; 1991.
[94] Berthelot J-M. Matériaux Composites. Comportement mécanique et analyse des structures: Tec et Doc; 2005.
[95] Laurin F. Approche multi-échelle des mécanismes de ruine progressive des matériaux stratifiés et analyse de la tenue de structures composites: Université de Franche-Comté; 2005.
[96] Chan WS, Demirhan KC. A Simple Closed-Form Solution of Bending Stiffness for Laminated Composite Tubes. Journal of Reinforced Plastics and Composites. 2000;19(4):278-91.
[97] Yaping W, Yuanlin Z, Yuanming L, Weideng P. Analysis of shear lag and shear deformation effects in laminated composite box beams under bending loads. Composite Structures. 2002;55(2):147 - 56.

[98] Wu Y, Wang X, Su Q, Lin L. A solution for laminated box beams under bending loads using the principle of complementary energy. Composite Structures. 2007;79(3):376 - 80.
[99] Wu Y, Zhu Y, Lai Y, Zhang X, Liu S. Analysis of thin-walled composite box beam under torsional load without external restraint. Thin-Walled Structures. 2002;40(4):385 - 97.
[100] PHOENIX SL, BEYERLEIN IJ. 1.19 - Statistical Strength Theory for Fibrous Composite Materials. In: in Chief: Anthony Kelly E, Zweben C, editors. Comprehensive Composite Materials. Oxford: Pergamon; 2000. p. 559 - 639.
[101] Meredith J, Coles SR, Powe R, Collings E, Cozien-Cazuc S, Weager B, et al. On the static and dynamic properties of flax and Cordenka epoxy composites. Composites Science and Technology. 2013;80(0):31 - 8.
[102] Nielsen LE. Mechanical Properties of Particulate-Filled Systems. Journal of Composite Materials. 1967;1:100-19.
[103] Bredt R. Kritische Bemerkungen zur Drehungselastizität. Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure. 1896;40:785-90.
[104] Azzi VD, Tsaï SW. Anisotropic strength of components. Experimental Mechanics. 1965;5:286-8.
[105] A.Nash W. Résistance des matériaux 1: McGraw-Hill; 1978.
[106] Angelov I, Wiedmer S, Evstatiev M, Friedrich K, Mennig G. Pultrusion of a flax/polypropylene yarn. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2007;38(5):1431 - 8.
[107] LUCAS P, ZANELLA G. Mise en oeuvre des composites TP - Compounds à fibres continues. Techniques de l'Ingénieur. 2007;AM 5 236:1-27.
[108] Peng X, Fan M, Hartley J, Al-Zubaidy M. Properties of natural fiber composites made by pultrusion proces. Journal of Composite Materials. 2012;46 (2):237-46.
[109] Binse P. Fabrication de profilés en composites par pultrusion. Techniques de L'ingénieur. 1995;ref : a3730:1 - 13.
[110] Mertiny P, Ellyin F. Influence of the filament winding tension on physical and mechanical properties of reinforced composites. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2002;33(12):1615 - 22.
[111] Päivi Lehtiniemi KD, Tommi Berg Mikael Skrifvars, Järvelä P. Natural fiber-based reinforcements in epoxy composites processed by filament winding. Journal of Reinforced Plastics and Composites. 2011;30 (23):1947-55.
[112] Abdalla FH, Mutasher SA, Khalid YA, Sapuan SM, Hamouda AMS, Sahari BB, et al. Design and fabrication of low cost filament winding machine. Materials and Design. 2007;28(1):234 - 9.

[113] Cohen D. Influence of filament winding parameters on composite vessel quality and strength. Composites Part A. 1997;28A:1035-7.
[114] Chomarat. Tressage. [En ligne] http://wwwchomaratcom/notre-groupe/technologies/tressage/ (page consulté le 20 février 2013).
[115] Romhany G, Karger-Kocsis J, Czigany T. Tensile Fracture and Failure Behavior of Technical Flax Fibers. Journal of Applied Polymer Science. 2003;90:1-8.
[116] Rosa IMD, Kenny JM, Puglia D, Santulli C, Sarasini F. Tensile behavior of New Zealand flax (Phormium tenax) fibers. Journal of Reinforced Plastics and Composites. 2010;29 (23):3450-4.
[117] Charlet K, Jernot J-P, Gomina M, Bizet L, Bréard J. Mechanical Properties of Flax Fibers and of the Derived Unidirectional Composites. Journal of Composite Materials. 2010;44 (24):2887-96.
[118] Dissanayake N, Summerscales J, Grove S, Singh M. Life cycle impact assessment of flax fibre for the reinforcement of composites. Journal of Biobased Materials and Bioenergy. 2009;3:245-8.
[119] Ouagne P, Soulat D, Moothoo J, Capelle E, Gueret S. Complex shape forming of a flax woven fabric; analysis of the tow buckling and misalignment defect. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2013;51(0):1 - 10.
[120] Ouagne P, Soulat D, Hivet G, Allaoui S, Duriatti. D. Analysis of defects during the preforming of a woven flax reinforcement. Advanced Composites Letters. 2011;20 (4):105-8.
[121] Ouagne P, Soulat D, Tephany C, Duriatti D, Allaoui S, Hivet G. Mechanical characterisation of flax-based woven fabrics and in situ measurements of tow tensile strain during the shape forming. Journal of Composite Materials published. 2012;doi: 10.1177/0021998312467217:1-15.
[122] Ouagne P, Soulat D, Tephany C, Moothoo J, Allaoui S, Hivet G, et al. Complex shape forming of flax based woven fabrics. Analysis of the yarn tensile strain during the process. Key Engineering Materials. 2012;504-506:313-8.
[123] Allam AM. Fibers and Yarns. Journal of Natural Fibers. 2008;1(2):99-100.
[124] Madsen B, Hoffmeyer P, Thomsen AB, Lilholt H. Hemp yarn reinforced composites – I. Yarn characteristics. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2007;38(10):2194 - 203.
[125] Subaida EA, Chandrakaran S, Sankar N. Experimental investigations on tensile and pullout behaviour of woven coir geotextiles. Geotextiles and Geomembranes. 2008;26(5):384 - 92.
[126] Xue D, Hu H. Mechanical properties of biaxial weft-knitted flax composites. Materials & Design. 2013;46(0):264 - 9.

[127] Bretagne N, Valle V, Dupré JC. Development of the marks tracking technique for strain field and volume variation measurements. NDT \& E International. 2005;38(4):290 - 8.
[128] Dumont F. Contribution à l'expérimentation et à la modélisation du comportement mécanique de renforts de composites tissés: Université Paris 6; 2003.
[129] Zhu D, Mobasher B, Erni J, Bansal S, Rajan SD. Strain Rate and Gage Length Effects on Tensile Behavior of Kevlar 49 Single Yarn. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2012;43(0):2021-9.
[130] Zhu D, Mobasher B, 3 SDR. Dynamic Tensile Testing of Kevlar 49 Fabrics. ASCE Journal Of Materials In Civil Engineering. 2011;23 (3):230-9.
[131] Weibull WA. A statistical distribution function of wide applicability. Journal of Applied Mechanics. 1951;18:292–7.
[132] Hill R, Okoroafor EU. Weibull statistics of fibre bundle failure using mechanical and acoustic emission testing: the influence of interfibre friction. Composites. 1995;26:699-705.
[133] Wang Y, Xia Y. A modified constitutive equation for unidirectional composites under tensile impact and the dynamic tensile properties of KFRP. Composites Science and Technology. 2000;60:591-6.
[134] Wang Y, Xia YM. Experimental and theoretical study on the strain rate and temperature dependence of mechanical behaviour of Kevlar fibre. Composites: Part A. 1999;30:1251-7.
[135] Chudoba R, Vořechovský M, Konrad M. Stochastic modeling of multi-filament yarns. I. Random properties within the cross-section and size effect. International Journal of Solids and Structures. 2006;43(3–4):413 - 34.
[136] Vořechovský M, Chudoba R. Stochastic modeling of multi-filament yarns: II. Random properties over the length and size effect. International Journal of Solids and Structures. 2006;43(3–4):435 - 58.
[137] YOON S-H, KIM J-Y. EFFECTS OF WINDING PROCESS VARIABLES ON TENSILE PROPERTIES OF FILAMENT WOUND STRUCTURES USING SPLIT DISK TEST. Materials General Science Research International. 1999;5 (2):104-9.
[138] Costa ML, Almeida SFMD, Rezende MC. Critical void content for polymer composite laminates. AIAA Journal. 2005;43 (6):1336-41.
[139] Bowles KJ, Frimpong S. Void Effects on the Interlaminar Shear Strength of Unidirectional Graphite-Fiber-Reinforced Composites. Journal of Composite Materials. 1992;26 (10):1487-509.
[140] Liu L, Zhang B-M, Wang D-F, Wu Z-J. Effects of cure cycles on void content and mechanical properties of composite laminates. Composite Structures. 2006;73(3):303 - 9.

[141] Huang H, Talreja R. Effects of void geometry on elastic properties of unidirectional fiber reinforced composites. Composites Science and Technology. 2005;65(13):1964 - 81.
[142] Olivier P, Cottu JP, Ferret B. Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properties of carbon/epoxy laminates. Composites. 1995;26(7):509 - 15.
[143] Fu YB, Zhang YT. Continuum-mechanical modelling of kink-band formation in fibre-reinforced composites. International Journal of Solids and Structures. 2006;43(11–12):3306 - 23.
[144] Stamboulis A, Baillie CA, Peijs T. Effects of environmental conditions on mechanical and physical properties of flax fibers. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2001;32(8):1105 - 15.
[145] Santulli C, Gil RG, Long AC, Clifford MJ. Void content measurements in commingled E-glass/polypropylene composites using image analysis from optical micrographs. Science and Engineering of Composite Materials. 2002;10 (2):77-90.
[146] Kempner EA, Hahn HT. Effect of radial stress relaxation on fibre stress in filament winding of thick composites. Composites Manufacturing. 1995;6(2):67 - 77.
[147] GANDJBAKHCH I. Rapports et communiqués, Bloc opératoire. Bull Académie de médecine. 2009;193 (4):981-8.
[148] Risques au bloc opératoire: Cartographie et gestion. Direction Régionale des Affaires Sanitaires et Sociales de Midi-Pyrénées. 2007;1:1-78.
[149] Dossier HYGIENE SPECIALISEE :L'entretien et la désinfection des blocs opératoires. Centre de coordination de lutte contre les infections nosocomiales. 1995;1:1-123.
[150] Fayolle B, Verdu J. Vieillissement physique des matériaux polymères. Techniques de L'ingénieur. 2005;AM3150:1-19.
[151] Scida D, Assarar M, Poilâne C, Ayad R. Influence of hygrothermal ageing on the damage mechanisms of flax-fibre reinforced epoxy composite. Composites Part B: Engineering. 2013;48(0):51 - 8.
[152] Assarar M, Scida D, Mahi AE, Poilâne C, Ayad R. Influence of water ageing on mechanical properties and damage events of two reinforced composite materials: Flax–fibres and glass–fibres. Materials and Design. 2011;32(2):788 - 95.
[153] Aranberri-Askargorta I, Lampke T, Bismarck A. Wetting behavior of flax fibers as reinforcement for polypropylene. Journal of Colloid and Interface Science. 2003;263(2):580 - 9.
[154] Duigou AL, Deux JM, Baley PDC. Protection of Flax/PLLA Biocomposites from Seawater Ageing by External Layers of PLLA. International Journal of Polymer Science. 2011;doi:10.1155/2011/235805:8.

[155] Placet V. Influence de traitements hygrothermiques sur les propriétés mécaniques de composites à fibres végétales. JNC 16, Toulouse. 2009;-:10.
[156] Joseph PV, Rabello MS, Mattoso LHC, Joseph K, Thomas S. Environmental effects on the degradation behaviour of sisal fibre reinforced polypropylene composites. Composites Science and Technology. 2002;62(10–11):1357 - 72.
[157] Kim HJ, Seo DW. Effect of water absorption fatigue on mechanical properties of sisal textile-reinforced composites. International Journal of Fatigue. 2006;28(10):1307 - 14.
[158] Jacquemin F. Effet de l'environnement sur la durabilité des composites, II. AUSSOIS. 2011;II:46.
[159] Mortaigne B. Vieillissement des composites : Mécanismes et méthodologie d'étude. Techniques de L'ingénieur. 2005;Référence AM5320:1 - 21.
[160] Yew GH, Yusof AMM, Ishak ZAM, Ishiaku US. Water absorption and enzymatic degradation of poly(lactic acid)/rice starch composites. Polymer Degradation and Stability. 2005;90(3):488 - 500.
[161] Carter HG, Kibler KG. Langmuir-type model for anomalous moisture diffusion in composite resins. Journal of Composite Marterials. 1978;12 (2):1165-82.
[162] Grace LR, Altan MC. Characterization of anisotropic moisture absorption in polymeric composites using hindered diffusion model. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2012;43(8):1187 - 96.
[163] Weitsman YJ. Anomalous fluid sorption in polymeric composites and its relation to fluid-induced damage. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2006;37(4):617 - 23.
[164] Scida D, Assarar M, Ayad R, Poilâne C. Effet de l'humidité sur le comportement mécanique des composites à fibres de lin. Comptes Rendus des JNC 17. 2011:1-9.
[165] Verdu J. Vieillissement chimique des plastiques : aspects généraux. Techniques de L'ingénieur. 2002;ref : am3151:1 - 14.
[166] Duigou AL, Pillin I, Bourmaud A, Davies P, Baley C. Effect of recycling on mechanical behaviour of biocompostable flax/poly(l-lactide) composites. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2008;39(9):1471 - 8.
[167] Grandidier JC. Effet de l'environnement sur la durabilité des composites. AUSSOIS. 2011;I:66.
[168] Gutierrez J, Lay FL, Hoarau P. Etude du vieillissement de composite verre résine en milieu marin. Colloque "La construction navale en composites". 1992;15 (33).

[169] Mortaigne B. Vieillissement des composites: Évolution des propriétés et modélisation. Techniques de L'ingénieur. 2005;Référence AM5321:1 - 22.
[170] Chiarilli VS. Essais normalisés d'environnement des plastiques. Techniques de L'ingénieur.AM 3 521:16.
[171] Ouagne P, Bizet L, Baley C, Bréard J. Analysis of the film stacking processing parameters for PLLA/flax fibre biocomposites. Journal of Composite Materials. 2010;44:1201 - 15.
[172] ISO 527-1, Plastics - Determination of tensile properties - Part 1: General principles (2006).
[173] Sreekumar PA, Joseph K, Unnikrishnan G, Thomas S. A comparative study on mechanical properties of sisal-leaf fibre-reinforced polyester composites prepared by resin transfer and compression moulding techniques. Composites Science and Technology. 2007;67(3–4):453 - 61.
[174] Crank J. THE MATHEMATICS OF DIFFUSION: OXFORD UNIVERSITY PRESS; 1975.
[175] Shen CH, Springer GS. Moisture absorption and desorption of composite materials. Journal of Composite Materials. 1976;10:2-20.
[176] Park G. Transport principles - solution, diffusion and permeation in polymer membranes, synthetic membranes: science, engineering and application: Reidel; 1986.
[177] ISO 527-4, Plastics - Determination of tensile properties - Part 4: Test conditions for isotropic and orthotropic fibre-reinforced plastic composites (1997).
[178] VERRIER P. Plastifiants. Techniques de L'ingénieur. 1992;a3231:1-14.
[179] Lee S-H, Wang S. Biodegradable polymers/bamboo fiber biocomposite with bio-based coupling agent. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2006;37(1):80 - 91.
[180] Roudier A. Analyse multi-échelle du comportement hygro-mécanique des fbres de lin: université BLAISE PASCAL - Clermont II; 2012.
[181] Hu R-H, young Sun M, Lim J-K. Moisture absorption, tensile strength and microstructure evolution of short jute fiber/polylactide composite in hygrothermal environment. Materials \& Design. 2010;31(7):3167 - 73.
[182] Bordes M, Davies P, Cognard J-Y, Sohier L, Sauvant-Moynot V, Galy J. Prediction of long term strength of adhesively bonded steel/epoxy joints in sea water. International Journal of Adhesion and Adhesives. 2009;29 (6):595-608.
[183] Stark NM. Changes in WoodFlour/HDPE Composites After Accelerated Weathering With and Without Water Spray. 2nd Wood Fibre Polymer Composites Symposium: Applications and Perspectives. 2005;Proceedings:1-13.

[184] Barber N. A theorical model of shrinking wood. Holzforschung. 1968;22:97-103.
[185] Yamamoto H. A model of the anisotropic swelling and shrinking process of wood. Part 1. Generalization of Barber's wood fiber model. Wood Science and Technology. 1999;33(4):311-25.
[186] Xie Y, Hill CAS, Xiao Z, Militz H, Mai C. Silane coupling agents used for natural fiber/polymer composites: A review. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing. 2010;41(7):806 - 19.
[187] Moothoo J. Radio transparence d'un bio-composite Lin/PLA: Essai sur un fémur bovin. Laboratoire PRISME/MAQUET; 2012.

Julien MOOTHOO

Analyse de la faisabilité d'éco-conception de pièces composites à base de ressources renouvelables pour applications médicales

La présente étude traite de l'éco-conception d'une pièce structurale, de type poutre tubulaire, en stratifié bio-composite à base de fibres de lin. A cette pièce à concevoir est associé un cas de charge mécanique combinant flexion et torsion et une tenue face aux produits détergents-décontaminant utilisés en environnement médical. Cette étude a pour objectif de montrer la faisabilité d'employer comme architecture de renfort, une mèche de lin pour la réalisation de la pièce. Ce renfort a la particularité d'être constitué de fibres alignées dont la cohésion est assurée par la présence d'un liant par opposition aux fils constituées de fibres retordues. Tout d'abord, pour établir un cahier des charges de fabrication à partir de ceux déjà en vigueur, le comportement mécanique du bio-composite à l'échelle du pli, puis à celui du stratifié et enfin à l'échelle de la poutre stratifié a été modélisé et des critères de conception et de dimensionnement portant sur la rigidité en flexion et en torsion ont été développés de façon analytique. Associée à cette approche et au choix du renfort, le procédé d'enroulement filamentaire a été retenu pour la mise en œuvre de la pièce. Afin de montrer la compatibilité de la mèche en entrée et le procédé sélectionné, une étude du comportement en traction de la mèche visant à étudier l'effet des paramètres du procédé sur les propriétés mécaniques de la mèche a été réalisée. Cette deuxième phase a été poursuivie par la réalisation de prototypes, suivant le cahier des charges de fabrication établit, qui ont ensuite été analysés en termes de qualité et de performances mécaniques. La corrélation entre ces résultats et ceux obtenus par l'étape de dimensionnement a permis de valider l'approche. Enfin, dans le but d'intégrer l'interaction avec l'environnement opératoire dans le dimensionnement de la pièce, une étude de la durabilité a été réalisée. Celle-ci permet d'établir des stratégies de dimensionnement pour répondre à l'application.

Mots clés : bio-composite, dimensionnement, comportement mécanique des mèches, procédé, environnement opératoire, poutres stratifiées, lin

Analysis of the feasibility to eco-design composite parts using renewable resources for a medical application

This study aims at eco-designing a structural part, of a hollow beam type, using a laminated flax fibre based bio-composite. The part needs to satisfy a given bending and torsion load case and show compatibility with the cleaning products used in the medical environment. The objective of the study is to investigate the potential of using a flax tow as the reinforcement input for the manufacturing of the beam. The particularity of the reinforcement is that it consists of an assembly of aligned flax fibres held together by a binder as opposed to spun yarns. First, in order to establish the required manufacturing specifications, the mechanical behaviour of the bio-composite at the ply scale, at the laminated and finally at the laminated beam scale was modelled. From this modelling, design and dimensioning criteria based on bending and torsional stiffness were developed analytically. Combining this approach with the choice of the reinforcement, the wet-filament winding process was chosen to manufacture the part. Thus, the tensile behaviour of the flax tow was studied in relation to the process parameters to demonstrate their compatibility. This second phase was followed by the manufacturing of prototypes according the established specifications which were then analysed in terms of quality and mechanical performance. The correlation between experimental results and the model predictions was used to validate the dimensioning approach. Finally and in order to incorporate the interaction of the part with the environment, a durability study was conducted. The latter allows to put forward different dimensioning strategies to meet the required specification.

Keywords : bio-composite, dimensioning, mechanical behaviour of tows, manufacturing process, medical environment, flax

MAQUET
GETINGE GROUP

Laboratoire PRISME
Polytech'Orléans
8, rue Léonard de Vinci 45 072 Orléans - FRANCE

PRISME
Laboratoire Pluridisciplinaire de Recherche Ingénierie des Systèmes, Mécanique, Énergétique