



HAL
open science

Contribution à l'étude de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites par approches expérimentale et numérique

Amen Allah Chebbi

► **To cite this version:**

Amen Allah Chebbi. Contribution à l'étude de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites par approches expérimentale et numérique. Génie mécanique [physics.class-ph]. HESAM Université, 2021. Français. NNT: 2021HESAE041 . tel-03681688

HAL Id: tel-03681688

<https://pastel.hal.science/tel-03681688>

Submitted on 30 May 2022

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.

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES DES MÉTIERS DE L'INGÉNIEUR

**Laboratoire Mécanique, Surfaces, Matériaux et Procédés
(MSMP - EA7350) – Campus de Châlons-en-Champagne**

THÈSE

présentée par : **Amen Allah CHEBBI**

soutenue le : 08 octobre 2021

pour obtenir le grade de : **Docteur d'HESAM Université**
préparée à : **École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers**
Spécialité : **Génie mécanique - procédés de fabrication**

**Contribution à l'étude de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité
des agrocomposites par approches expérimentale et numérique**

THÈSE dirigée par :

Mohamed EL MANSORI

et co-encadrée par :

Faissal CHEGDANI

Jury

Mme Caroline RICHARD , Professeur, GREMAN UMR CNRS 7347, Université de Tours	Présidente
M. Hamid ZAIDI , Professeur, Institut Pprime CNRS UPR 3346, Université de Poitiers	Rapporteur
M. Abdel TAZIBT , Directeur de recherche HDR, CRITT TJFU, Bar-Le-Duc	Rapporteur
M. Carsten GACHOT , Professeur, Vienna University of Technology, Autriche	Examineur
M. Mohamed EL MANSORI , Professeur, MSMP EA 7350, Arts et Métiers	Examineur
M. Faissal CHEGDANI , Maître de conférences, MSMP EA 7350, Arts et Métiers	Examineur
Mme. Sabine GALICHER , Vice-présidente, Châlons Agglo	Invitée
M. Guillaume CORDIER , Vice-présidente, Châlons Agglo	Invité

Remerciements

Ce mémoire de thèse est le fruit d'un travail de trois ans, réalisé au laboratoire de mécanique, surfaces, matériaux et Procédés, unité de recherche intégrée au sein du campus arts et métiers de Châlons-en-Champagne. Ces travaux de thèse n'auraient certainement pas pu voir le jour sans la collaboration et le soutien affectif d'un grand nombre de personnes qui m'ont donné le courage, le moral, la volonté et le soutien scientifique pour mener à bien ces travaux de thèse. Je tiens à remercier vivement ces personnes pour ce qu'ils m'ont donné.

Je remercie d'abord dieu de m'avoir donné la force, le courage ainsi que la détermination pour réaliser ces travaux de recherche.

Un grand merci à la communauté d'agglomération de Châlons-en-Champagne pour leur soutien financier sans lequel mes travaux de thèse n'auraient pas pu voir le jour. Je remercie Mme. Sabine Galichet et M. Guillaume Cordier qui m'ont fait l'honneur d'assister à ma soutenance de thèse. Je remercie également Mme. Martine Carrieu et M. Franck Mode qui ont assisté à ma conférence au salon SIGNAL.

J'adresse mes remerciements les plus sincères aux membres du jury Mme. Caroline Richard, M. Carsten Gachot, M. Hamid Zaidi et M. Abdel Tazibt d'avoir accepté d'évaluer mon travail de thèse. Je les remercie de m'avoir écouté et pour leurs remarques pertinentes qui m'ont permis de voir d'autres aspects de mon travail.

Je remercie chaleureusement mon directeur de thèse M. Mohamed El Mansori pour tout le savoir scientifique qu'il m'a transmis et qui m'a permis d'aborder les problématiques rencontrées sous un autre angle. Outre son appui scientifique, il m'a toujours soutenu et cru en moi. M. El Mansori a toujours été présent malgré la distance géographique. Je n'oublierai jamais son amabilité et sa générosité.

Je remercie mon co-encadrant M. Faissal Chegdani pour sa veille sur mes travaux de thèse, pour le temps qu'il m'a consacré et pour ses remarques congruentes.

Que l'équipe technique avec qui j'ai réalisé mes essais expérimentaux, trouve ici l'expression de ma gratitude pour la bonne ambiance de travail. Je remercie donc Julien voisin, Cédric Person et Joel Dlevaque pour leurs disponibilités et leurs bonnes humeurs.

Sans oublier l'ensemble du personnel technique et administratif qui m'ont aidé et facilité le quotidien notamment Didier Petit, Eve Gualtieri, Martine Gérard, Sébastien Millot, Sébastien Soulas...

Un grand merci à Virginie Vercollier pour les cours d'anglais dans une ambiance familiale et décontractée avec les collègues Maen, Shuo, Jésus, Samuel, Amandine, Anne et Julie. Je me suis épanoui en participant à ces cours d'anglais. Je te remercie Virginie pour ta pédagogie, pour le savoir que tu m'as transmis et pour ta gentillesse.

Un merci particulier à Halim Haddadi pour sa gentillesse et ses conseils pédagogiques et scientifiques précieux.

Bien sûr que je n'oublie pas les doctorants Shuo Li, Floriane Lavorel et Ijaz Akbar ainsi que le post-doctorant Moaine Jebara et le stagiaire Emilien Jung, avec eux j'ai passé des moments inoubliables. Je les remercie pour leur sympathie, pour l'ambiance conviviale et pour nos discussions constructives. Je remercie chaleureusement notre chef Shuo Li pour ces plats culinaires savoureux.

Je remercie grandement mon oncle Rachid, mes tantes Faten, Souad et Hadia, mes cousins et cousines (Hichem, Saif, Aymen, Wiem, Sivar, Nadine, Azza et Ameni) et mes amis Sameh, Achref et Atef qui n'ont pas cessé de m'encourager et de me soutenir dans mes hauts et mes bas.

Avec beaucoup d'émotion et de reconnaissance que je remercie l'élue de mon cœur Sophie pour sa patience et pour ses gestes attentionnés. Je remercie également ses parents Maurice et Arlette ainsi que son frère Sylvain de m'avoir encouragé.

Enfin, Je remercie du fond du cœur mes parents Tabar et Monia pour leur amour et leur soutien inconditionnel. Sans eux, rien n'aurait vu le jour et je leur dédie ainsi ce mémoire de thèse.

Châlons-en-Champagne, le 26 octobre 2021

Amen Allah CHEBBI

Table des matières

Introduction générale	1
Chapitre 1. État de l'art : structure, propriétés et usinage des agrocomposites	5
1 Introduction.....	6
2 Les agrocomposites dans l'industrie automobile.....	9
3 Structure multiéchelle d'un renfort fibreux végétal.....	12
3.1 Fibres végétales : origines et composition.....	12
3.2 Fibres végétales : structure cellulosique multiéchelle	15
4 Comportement mécanique multiéchelle des agrocomposites.....	16
4.1 Propriétés mécaniques des fibres végétales	16
4.2 Propriétés mécaniques des agrocomposites	18
5 Effet hygrométrique sur les performances mécaniques des agrocomposites	20
5.1 Effet hygrométrique à l'échelle de la fibre végétale.....	21
5.1.1 Cinétique d'absorption de l'eau dans la fibre végétale	21
5.1.2 Effet hygrométrique sur les propriétés mécaniques des fibres végétales.....	23
5.2 Effet hygrométrique à l'échelle de l'agrocomposite	24
5.2.1 Cinétique d'absorption de l'eau dans la structure agrocomposite.....	24
5.2.2 Effet hygrométrique sur les propriétés mécaniques des agrocomposites.....	27
6 Modélisation du comportement thermomécanique des agrocomposites	32
6.1 Modélisation du comportement mécanique.....	32
6.1.1 Approche de Nilsson et al. (2007).....	32
6.1.2 Approche de Poilâne et al. (2014).....	33
6.1.3 Approche de Rubio-López et al. (2015).....	36
6.1.4 Approche de Rubio-López et al. (2016).....	38
6.1.5 Approche de Trivauday et al. (2015)	38
6.1.6 Approche de Sliseris et al. (2016)	40
6.1.7 Approche de Pantano et al. (2018)	40
6.1.8 Approche de Keryvin et al. (2015).....	42
6.1.9 Approche de Kumar et al. (2018).....	43
6.1.10 Approche de Sharan Gupta et al. (2021)	44
6.2 Modélisation du comportement thermique	44

6.2.1	Approche de Liu et al. (2011)	44
6.2.2	Approche de Guillou et al. (2018).....	45
6.2.3	Modèle de Cueff et al. (2018)	46
6.3	Modélisation de l'interface	47
6.4	Modélisation de l'endommagement et de la rupture	49
6.4.1	Comparaison des critères de rupture par Koh et Madsen (2018).....	49
6.4.2	Approche de Panamoottil et al. (2016).....	49
6.4.3	Approche de Keck et Fulland (2016)	50
6.4.4	Approche de Vasconcellos et al. (2012).....	50
7	Modélisation du comportement hygro-mécanique des agrocomposites.....	51
8	Usinage des agrocomposites.....	52
8.1	Analyse expérimentale de l'usinage des agrocomposites.....	53
8.2	Analyse numérique de l'usinage des agrocomposites	57
9	Conclusion	59

Chapitre 2. Protocoles expérimentaux

1	Introduction.....	61
2	Matériau agrocomposite lin/PLA	62
3	Dispositif expérimental de coupe orthogonale	63
4	Conditions de coupe	66
4.1	Orientation des fibres.....	66
4.2	Conditionnement hygrométrique	66
5	Moyens de caractérisation	67
5.1	Observations microscopiques	67
5.2	Mesures topographiques	68
6	Conclusion	70

Chapitre 3. Étude paramétrique pour la modélisation numérique de l'usinage des agrocomposites.....

1	Introduction.....	72
2	Approche micromécanique de modélisation.....	73
2.1	Lois de comportement	73
2.1.1	Modélisation de la fibre de lin.....	73
2.1.2	Modélisation de la matrice PLA.....	77

2.1.3	Modélisation des interfaces	78
2.2	Géométrie du modèle.....	79
3	Étude paramétrique des efforts numériques d'usinage	81
3.1	Hypothèse de l'homogénéité du frottement outil/matière	83
3.2	Hypothèse de l'hétérogénéité du frottement outil/matière	85
4	Effet de l'orientation des fibres sur le comportement numérique de coupe	87
5	Conclusion	90

Chapitre 4. Analyse de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites par approches expérimentale et numérique..... 91

1	Introduction.....	92
2	Analyse expérimentale de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites	93
2.1	Cinétique d'absorption de l'eau dans l'agrocomposé lin/PLA.....	93
2.2	Effet hygrométrique sur la formation du copeau	94
2.3	Effet hygrométrique sur les efforts d'usinage	97
2.4	Effet hygrométrique sur le comportement de coupe des fibres de lin	100
2.5	Effet hygrométrique sur la rugosité des surfaces usinées	105
3	Analyse numérique de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites	106
3.1	Extension du modèle micromécanique à l'hygrométrie	106
3.1.1	Hypothèses pour la modélisation de l'effet hygrométrique	106
3.1.2	Modélisation du comportement hygro-mécanique des fibres de lin	107
3.1.2.1	Comportement hygro-élastique des fibres de lin	107
3.1.2.2	Comportement hygro-plastique des fibres de lin	109
3.1.2.3	Critère d'endommagement hygro-mécanique des fibres de lin	110
3.1.3	Modélisation de la cinétique d'absorption	111
3.1.4	Processus numérique pour la prise en compte de l'effet hygrométrique	112
4	Étude paramétrique du modèle micromécanique étendu à l'hygrométrie	113
4.1	Hypothèse de l'homogénéité du frottement outil/matière ($\mu_f = \mu_m = \mu$)	115
4.2	Hypothèse de l'hétérogénéité du frottement outil/matière ($\mu_f \neq \mu_m$).....	117
5	Modélisation de l'effet hygrométrique sur le comportement de coupe des fibres de lin	119
6	Modélisation de l'effet hygrométrique sur l'endommagement des interfaces	120
7	Conclusion	121
	Conclusion générale et perspectives	122

Références bibliographiquess 125

Liste des figures

Figure 1.1. Évolution de la production européenne des agrocomposites dans l'industrie [5]	7
Figure 1.2. Équipements intérieurs de la Mercedes Benz Classe E contenant du lin, du chanvre, du sisal et de la laine [24,30].....	10
Figure 1.3. Applications des agrocomposites dans l'industrie automobile [24]	11
Figure 1.4. Voiture néerlandaise Lina [25]	11
Figure 1.5. Applications récentes des agrocomposites dans l'industrie automobile [12,26–29]	12
Figure 1.6. Origines des fibres végétales [14].....	13
Figure 1.7. Section transversale de la tige du lin [16].....	13
Figure 1.8. (a) Image MEB de la section d'un faisceau de fibre de jute [35]. (b) Structure d'une fibre élémentaire végétale montrant l'orientation des microfibrilles de cellulose dans chaque paroi [36]	16
Figure 1.9. Comportement mécanique en traction des fibres végétales en comparaison avec la fibre de verre [37].....	17
Figure 1.10. Comparaison des propriétés mécaniques de quelques fibres végétales avec celles des fibres de verre [41] (a) Le module d'élasticité en traction (b) La résistance à la traction	17
Figure 1.11. Diagramme d'Ashby comparant les propriétés spécifiques des fibres naturelles et synthétiques [42]	18
Figure 1.12. Comportement mécanique en traction du verre/époxy, lin/époxy et chanvre/époxy avec la même structure de renfort et la même fraction volumique de 42 % [43]	19
Figure 1.13. Courbes de comportement mécanique en cisaillement d'un agrocomposite à matrice polypropylène renforcée par des fibres de lin à différentes orientations de fibres [44]	19
Figure 1.14. Courbes de comportement mécanique en cisaillement d'un agrocomposite à matrice polypropylène renforcée par des fibres de lin à différentes vitesses de déplacement [45]	20
Figure 1.15. Comparaison des propriétés mécaniques de quelques agrocomposites à matrice polypropylène avec celles du composite verre/PP [46] (a) Le module d'élasticité en traction (b) La résistance à la traction	20
Figure 1.16. Absorption d'eau dans les fibres de lin lors de leur exposition à un environnement humide [48]	21
Figure 1.17. Formule semi-développée de (a) la cellulose ; (b) l'hémicellulose [49]	22
Figure 1.18. Caractérisation de la composition chimique de la fibre de sisal pour différents taux d'humidité [50].....	23
Figure 1.19. Effet hygrométrique sur l'absorption de l'eau par les matrices et par les agrocomposites (a) kenaf/polyester [68] (b) lin/PLA [64].....	25
Figure 1.20. Effet de la température sur l'absorption de l'eau par (a) l'époxy [21] (b) le PLA [57]	26
Figure 1.21. Influence de la température du conditionnement sur l'absorption de l'eau par les agrocomposites (a) sisal/PP [67] (b) Lin/époxy [21] (c) kenaf/polyester [68] (d) lin/PLA [64]	26

Figure 1.22. Effet de la fraction volumique des fibres végétales sur l'absorption de l'eau par les agrocomposites (a) kenaf/polyster [68] (b) lin/bioépoxy [75] (c) lin/PP [65] et (d) lin/PLA [64]	27
Figure 1.23. Influence de l'effet hygrométrique sur les propriétés mécaniques des matrices [21,64,76] (a) module élastique (b) résistance à la traction	28
Figure 1.24. Influence de l'effet hygrothermique sur les propriétés mécaniques de l'époxy [21]	28
Figure 1.25. Surface de rupture de la résine époxy [21] (a) sans conditionnement hygrothermique (b) après conditionnement hygrothermique pendant 17 semaines à 60°C	28
Figure 1.26. Effet hygrométrique sur le module de Young des agrocomposites avec différentes fractions volumiques des fibres. (a) lin/époxy [66,77] et (b) lin/PLA [64]	29
Figure 1.27. Effet hygrométrique sur le comportement mécanique des agrocomposites. (a) lin/PLA [71] (b) lin/époxy [74]	29
Figure 1.28. Décohésion interfaciale de l'agrocomposite jute/PLA après différentes périodes de conditionnement hygrométrique [73]	30
Figure 1.29. Influence de l'effet hygrothermique sur le comportement mécanique de l'agrocomposite lin/époxy [21]	31
Figure 1.30. Dégradation d'une matrice polyester suite à un conditionnement hygrothermique à 100°C [87]	31
Figure 1.31. Observations microscopiques de l'endommagement des fibres de lin soumises à un conditionnement hygrothermique à 60°C pendant 7 semaines [21]	31
Figure 1.32. Géométrie du modèle EF avec les dislocations [88]	32
Figure 1.33. Validation du modèle sur (a) l'essai de fluage à 126 MPa, (b) l'essai de relaxation à 0.33%. Les essais mécaniques ont eu lieu à T = 20°C [89]	34
Figure 1.34. Résultat numérique du modèle élasto-viscoplastique par rapport aux données expérimentales, pour le chargement cyclique progressif à différent taux de chargement / déchargement [89,90] (a) 0.01 MPa.s ⁻¹ (b) 0.1 MPa.s ⁻¹ (c) 1 MPa.s ⁻¹ (d) 10 MPa.s ⁻¹	35
Figure 1.35. Résultat numérique du modèle élastoviscoplastique avec rigidification par rapport aux données expérimentales, pour un chargement cyclique progressif à différent taux de chargement / déchargement [89,90] (a) 0.01 MPa.s ⁻¹ (b) 0.1 MPa.s ⁻¹ (c) 1 MPa.s ⁻¹ (d) 10 MPa.s ⁻¹	36
Figure 1.36. Représentation rhéologique du modèle proposé par Rubio-López et al. [93]	38
Figure 1.37. Comparaison des courbes contrainte- déformation entre la modélisation et les données expérimentales et pour différentes hypothèse de modélisation: VE/ MFR (Viscoélastique et Réorientation des microfibrilles), VE/MFR/C (Viscoélastique, réorientation des microfibrilles et la cristallisation induite par la déformation de cisaillement), VE/MFR/C/D (Viscoélastique, Réorientation des microfibrilles, cristallisation induite par la déformation de cisaillement, et prise en compte des zones de dislocations) [94,95]	39
Figure 1.38. Modélisation 2D de la fibre de sisal ondulée [97]	40
Figure 1.39. Modélisation 3D de la structure d'un renfort en fibres de sisal [97]	41
Figure 1.40. Modèle rhéologique de Maxwell généralisé [98]	42
Figure 1.41. Modélisation EF d'un volume élémentaire représentatif avec 19 lumens [101]	45
Figure 1.42. Modèle EF utilisé pour la simulation de la propagation de la fissure [109]	48
Figure 1.43. Paramètres de VCCT pour une géométrie de fissuration en 2D [110]	49
Figure 1.44. Approche multiéchelle pour l'analyse de l'usinabilité des agrocomposites [22]	57

Figure 2.1. Échantillon d'agrocomposite lin/PLA utilisé lors des essais expérimentaux d'usinage	63
Figure 2.2. Illustration d'une configuration de coupe orthogonale	64
Figure 2.3. Dispositif expérimental utilisé pour les essais de coupe orthogonale des échantillons Lin/PLA	65
Figure 2.4. Image du microscope électronique à balayage utilisé pour les observations microscopiques	68
Figure 2.5. Image de l'interféromètre optique WYKO 3300 NT	69
Figure 3.1. Comportement mécanique typique de la fibre de lin [145]	74
Figure 3.2. Comportement mécanique en traction du PLA [150]	77
Figure 3.3. Géométrie 2D du modèle micromécanique de coupe	80
Figure 3.4. Modélisation des différentes orientations des fibres de lin dans l'agrocomposite	81
Figure 3.5. Évolution des efforts d'usinage en fonction des orientations des fibres pour différentes valeurs du coefficient de frottement local μ . (a) effort de coupe (b) effort de poussée	85
Figure 3.6. Évolution des efforts de coupe en fonction des orientations des fibres de lin dans le cas d'une variation hétérogène de μ_f et μ_m (a) $\mu_m = 0.1$ (b) $\mu_m = 0.2$ (c) $\mu_m = 0.3$ (d) $\mu_m = 0.4$	86
Figure 3.7. Évolution des efforts de poussée en fonction des orientations des fibres de lin dans le cas d'une variation hétérogène de μ_f et μ_m (a) $\mu_m = 0.1$ (b) $\mu_m = 0.2$ (c) $\mu_m = 0.3$ (d) $\mu_m = 0.4$	87
Figure 3.8. Comparaison entre le comportement de coupe numérique et expérimental de la fibre de lin dans l'agrocomposite pour une vitesse de coupe de 50 m/min.	89
Figure 4.1. Évolution de la teneur en eau des agrocomposites lin/PLA en fonction du temps d'immersion	94
Figure 4.2. Morphologie du copeau des agrocomposites lin/PLA en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion en régime hygrométrique transitoire.	96
Figure 4.3. Morphologie du copeau des agrocomposites lin/PLA en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion en régime hygrométrique saturé. RI désigne la rupture des interfaces	97
Figure 4.4. Évolution des efforts d'usinage en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion (a,c) Régime transitoire et (b,d) Régime saturée	100
Figure 4.5. Images microscopiques des surfaces usinées des agrocomposites lin/PLA en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion en régime hygrométrique transitoire. ZD signifie les zones de décohésion	103
Figure 4.6. Images microscopiques des surfaces usinées des agrocomposites lin/PLA en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion en régime hygrométrique saturé. ZD signifie les zones de décohésion	104
Figure 4.7. Évolution de la moyenne arithmétique de la rugosité des surface usinées (S_a) des agrocomposites lin/PLA en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion. (a) Régime hygrométrique transitoire et (b) régime hygrométrique saturé	105
Figure 4.8. Évolution du module de Young normalisée des fibres de chanvres en fonction de la teneur en eau [55]	107

Figure 4.9. Évolution de la teneur dans les fibres de lin [48] et de chanvre (estimée)	108
Figure 4.10. Évolution de la résistance à la traction normalisée des fibres de chanvres en fonction de la teneur en eau [55]	109
Figure 4.11. Évolution de la déformation à la rupture normalisée des fibres de chanvre en fonction de la teneur en eau [55]	110
Figure 4.12. Identification de la pente du gain de masse expérimental sur le régime transitoire pour détermination du coefficient de diffusion de l'agro-composite lin/PLA	112
Figure 4.13. Protocole numérique pour la prise en compte de l'effet hygrométrique dans le modèle micromécanique	113
Figure 4.14. Comparaison entre les efforts d'usinage numériques et expérimentaux (a) effort de coupe (b) effort de poussée.	115
Figure 4.15. Comparaison entre les efforts d'usinage numériques et expérimentaux pour différentes valeurs de coefficient de frottement local (a) effort de coupe (b) effort de poussée.	116
Figure 4.16. Comparaison entre les efforts de coupe numériques et expérimentaux pour différentes valeurs de coefficient de frottement local (a) $\mu_m = 0.1$ (b) $\mu_m = 0.15$ (c) $\mu_m = 0.2$	118
Figure 4.17. Comparaison entre les efforts de poussée numériques et expérimentaux pour différentes valeurs de coefficient de frottement local (a) $\mu_m = 0.1$ (b) $\mu_m = 0.15$ (c) $\mu_m = 0.2$	118
Figure 4.18. Comportement de coupe numérique des fibres de lin. en fonction du degré de l'hygrométrie (a) sans immersion (b) immersion pendant une semaine (c) immersion pendant trois semaines	119
Figure 4.19. Évolution de l'endommagement sub-surfacique des interfaces cohésives en fonction du degré de l'hygrométrie (a) sans immersion (b) immersion pendant une semaine (c) immersion pendant trois semaines	120

Liste des tableaux

Tableau 1.1. Composition chimique de quelques fibres végétales [13,34].....	14
Tableau 1.2. Interprétation des bandes d'absorption de la fibre de sisal les plus sensibles à l'humidité [51–54].....	23
Tableau 3.1. Propriétés mécaniques de la fibre de lin implémentés dans le modèle micromécanique [146,149].....	77
Tableau 3.2. Propriétés mécaniques de la matrice PLA implémentées dans le modèle numérique [150]	78
Tableau 3.3. Propriétés mécaniques des interfaces utilisés dans le modèle micromécanique [151,152]	79

Introduction générale

Le monde industriel se réoriente depuis une dizaine d'années vers une démarche écoresponsable pour la conception et la fabrication des pièces utilisées dans différents secteurs, notamment l'automobile et l'aéronautique, en utilisant des matériaux respectueux de l'environnement. L'émergence des matériaux écoresponsables dans l'industrie vise à réduire l'impact environnemental des pièces industrielles à la fois lors de la fabrication et au cours de leur mise en service. C'est dans ce contexte que l'utilisation des agrocomposites, qui résultent d'un assemblage entre des fibres végétales comme renforcement et une résine polymère comme matrice, commence à devenir de plus en plus importante. Les agrocomposites constituent une alternative viable aux composites conventionnels à fibres synthétiques, typiquement les fibres de verre, grâce à leur faible densité volumique qui leur confère des propriétés mécaniques spécifiques comparables ou même supérieures à celles des composites à fibres de verre. De plus, les fibres végétales possèdent d'autres avantages tels que l'amortissement des vibrations, l'isolation thermique ainsi que l'isolation acoustique.

La transformation industrielle finale des agrocomposites nécessite des opérations de mise en forme par usinage, notamment pour les agrocomposites à fibres longues et continues. En effet, ces structures sont souvent élaborées avec des procédés de moulage qui n'assurent pas une bonne finition du composite aux bords de la pièce fabriquée. De plus, il est difficile d'obtenir directement des cavités dans la pièce pour des éventuelles opérations d'assemblage. De ce fait, les procédés de parachèvement par usinage demeurent indispensables pour retravailler les bords des pièces agrocomposites, générer des états de surfaces conformes au cahier des charges, avoir des côtes précises et, si nécessaire, percer les pièces pour l'assemblage.

Contrairement aux fibres synthétiques de verre ou de carbone, les fibres végétales se distinguent par une structure cellulosique complexe et multiéchelle. Ceci les rend difficiles à caractériser et leur comportement mécanique présente des non-linéarités ainsi que des variabilités mal maîtrisées. Il est alors inapproprié d'appliquer les procédures de qualification de l'usinabilité des composites synthétiques aux matériaux agrocomposites. L'analyse de l'usinage des agrocomposites doit prendre en compte la structure hétérogène spécifique des fibres végétales. Cette structure induit en plus une forte flexibilité transverse à la fibre, favorisant ainsi sa déformation lors de la coupe et, par conséquent, un cisaillement réduit.

C'est dans ce contexte qu'au sein du laboratoire de Mécanique, Surfaces, Matériaux et Procédés (MSMP – EA7350) au campus de Châlons-en-Champagne de l'École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, l'équipe I2MP (Ingénierie multi-physique et multiéchelle des procédés) a commencé à travailler sur l'étude et l'analyse des procédés de parachèvement des matériaux agrocomposites afin d'optimiser leur transformation finale et leur fonctionnalité industrielle via une thèse de doctorat lancée en 2013 et financée par la communauté d'Agglomération de Châlons-en-Champagne (Châlons Agglo). Les travaux de cette thèse ont abouti au développement d'une nouvelle approche de qualification expérimentale de l'usinabilité des agrocomposites basée sur la structure multiéchelle du renfort fibreux végétal [1].

Cependant, cette nouvelle approche de qualification de l'usinabilité des agrocomposites reste laborieuse à appliquer à cause de la variabilité aléatoire et naturelle de la taille et de la forme du renfort fibreux végétal. De plus, les fibres végétales montrent une forte dépendance à l'hygrométrie contrairement aux fibres synthétiques de verre ou de carbone. La sensibilité des fibres végétales à l'hygrométrie est due à leur caractère hydrophile. L'impact significatif de l'hygrométrie sur les propriétés mécaniques des agrocomposites a été largement démontré dans la littérature. L'effet hygrométrique est présent dans la structure agrocomposite au niveau des fibres végétales et aussi au niveau des interfaces avec la matrice polymère.

Ces différents constats montrent que l'usinage des agrocomposites peut probablement être influencé par la variation des conditions climatiques, typiquement l'humidité et la température. L'accumulation des facteurs influents sur l'usinabilité des agrocomposites rend la qualification expérimentale encore plus onéreuse et laborieuse à réaliser. La modélisation par éléments finis s'avère alors une alternative intéressante pour analyser l'usinage des agrocomposites, ceci en développant un outil de diagnostic qui permettra de tester numériquement l'effet de l'ensemble des facteurs et optimiser ainsi les plans d'essais expérimentaux en ne considérant que les paramètres et les plages de fonctionnement pertinents.

Afin de contribuer au développement de cet outil numérique de prédiction pour l'analyse de l'usinage des agrocomposites, la présente thèse, financée également par Châlons Agglo, s'intéresse aux effets des facteurs climatiques, notamment l'effet hygrométrique. L'étude de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites est réalisée dans ce travail de thèse par deux approches d'analyse : une approche expérimentale et une approche numérique. Dans l'approche expérimentale, une analyse approfondie des mécanismes élémentaires de coupe

induits par l'effet hygrométrique sera menée en lien avec le comportement hygro-mécanique multiéchelle des agrocomposites démontré dans la littérature. Dans l'approche numérique, un modèle micromécanique de coupe sera optimisé et étendu à l'hygrométrie. Il sera ensuite validé par les résultats obtenus dans l'approche expérimentale.

C'est dans ce sens que ce mémoire de thèse est structuré de la manière suivante :

- Le premier chapitre de thèse présente une large étude bibliographique sur la structure multiéchelle des renforts fibreux végétaux, les propriétés mécaniques des agrocomposites, l'effet hygrométrique multiéchelle sur les propriétés mécaniques des agrocomposites, ainsi que les différentes approches numériques utilisées dans la littérature pour la modélisation du comportement des agrocomposites. Le premier chapitre présente aussi une synthèse des travaux traitant l'usinage des agrocomposites par approches expérimentales et numériques.
- Dans le second chapitre de thèse, les techniques expérimentales utilisées pour étudier l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites seront présentées, typiquement le dispositif expérimental instrumenté de coupe orthogonale, le conditionnement hygrométrique ainsi que les moyens de caractérisation des surfaces usinées.
- Le troisième chapitre de thèse présente une description détaillée de l'approche numérique pour la modélisation de la coupe des agrocomposites à l'échelle microscopique, suivie d'une étude paramétrique pour l'optimisation de la prédiction du modèle numérique.
- Le quatrième chapitre aborde l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites en utilisant dans un premier temps l'approche expérimentale basée sur le dispositif expérimental instrumenté de coupe orthogonale, suivie de l'approche numérique qui sera enrichie par la prise en compte de l'effet hygrométrique dans les lois de comportement mécanique des agrocomposites.

Les conclusions générales qui découlent des différents chapitres clôturent ce mémoire.

**Chapitre 1. État de l'art : structure, propriétés et usinage des
agrocomposites**

1 Introduction

Un composite est une combinaison d'au moins deux matériaux distincts et non miscibles. Les termes « renforts » et « matrice ou résine organique » constituent l'anatomie du composite. Le renfort représente l'ossature du composite qui résiste aux sollicitations mécaniques. Quant à la résine, elle enlace le renfort ce qui permet sa protection. Elle consolide aussi la structure du composite à travers le maintien du renfort. Enfin, Elle permet la mise en forme de la pièce conçue et le transfert des charges au renfort.

L'utilisation des composites dans le monde industriel est en hausse exponentielle depuis quelques décennies dans différents secteurs tels que l'automobile, l'aéronautique, le sport, le nautisme, ect. Les composites à fibres synthétiques de verre ou de carbone sont les plus souvent utilisés. L'introduction de ces matériaux comme substituants aux matériaux métalliques a permis d'optimiser le coût de fabrication, de résister à la corrosion, d'alléger les structures et de réduire la consommation énergétique grâce à leur faible densité. Tous ces avantages s'ajoutent à une tenue mécanique comparable à celle de certains matériaux métalliques grâce à leurs propriétés spécifiques très intéressantes.

Le projet écologique piloté par l'Europe en collaboration avec l'association européenne des constructeurs automobiles confronte l'industrie automobile à des nouvelles normes environnementales très contraignantes dans l'optique d'atteindre trois enjeux environnementaux importants [2]. Ces enjeux consistent à réduire les émissions de gaz à effet de serre (CO₂), éviter l'épuisement des ressources pétrolières et recycler les voitures en fin de vie [2–4]. L'étendue de ce projet écologique est devenue plutôt mondiale puisque plusieurs pays hors Europe se sont impliqués dans ce projet tels que les États-Unis, la chine et l'inde [2].

Une des solutions qui émerge depuis quelques années est l'utilisation des agrocomposites dans différentes applications industrielles afin de mieux répondre aux enjeux environnementaux. Le déploiement de ces matériaux biosourcés est en augmentation considérable comme le montre la **figure 1.1** [5]. Un agrocomposite est constitué d'une matrice polymère renforcée par des fibres végétales. La matrice peut être d'origine pétrosourcée (polypropylène, polyester, polybutadiène, vinyle...) ou issue de la biomasse (polyhydroxyalkanoates (PHAs), acide polylactique (PLA), bio-époxy, les résines de soja, polyamides PA 11 dérivés de l'huile de ricin ...). L'utilisation des agrocomposites est très répandue dans le secteur automobile [6–8]. Un

large spectre d'usage de ces matériaux existe aussi dans plusieurs et diverses applications industrielles comme l'aérospatiale [9], le sport [10] et le bâtiment [11].

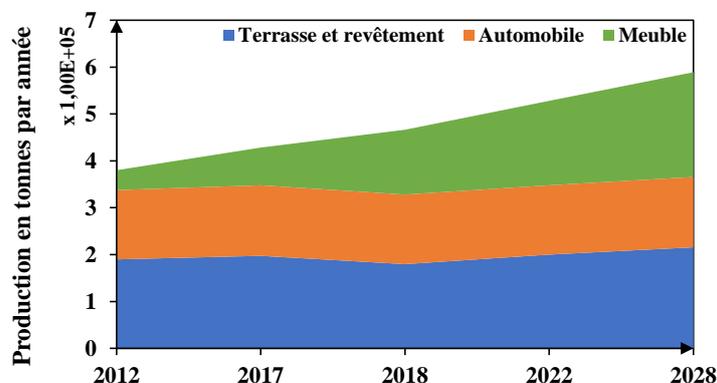


Figure 1.1. Évolution de la production européenne des agrocomposites dans l'industrie [5]

L'utilisation des fibres végétales extraites de quelques plantes (lin, jute, chanvre...) comme renfort dans les matériaux composites présente des atouts indéniables. Comparées aux fibres synthétiques de verre, les fibres végétales ont l'avantage d'être des matériaux issus des ressources locales, renouvelables, biodégradables, compostables et à faible empreinte carbone [2,4]. Ces propriétés les rendent avantageuses pour l'écologie et le développement durable. En outre, les fibres végétales ont la particularité d'être des matériaux à faible coût et plus légers que les fibres synthétiques de 56% : les fibres de lin ont une densité d'environ 1.4 g/cm^3 tandis que celle des fibres de verre est d'environ 2.5 g/cm^3 [2]. Ainsi, les fibres végétales permettent à la fois de réduire le coût de fabrication et le poids des pièces composites ce qui induit une consommation énergétique plus faible ainsi qu'une réduction des gaz polluants. Sur l'aspect technique, les fibres végétales sont très résistantes aux chocs mécaniques [12]. Certaines fibres végétales possèdent des propriétés mécaniques spécifiques comparables à celles des fibres de verre [13,14]. Les fibres végétales sont aussi des excellents isolants acoustiques et thermiques [15,16], ce qui les rends adaptées à une utilisation à l'intérieur des véhicules. Tous ces avantages ont incité les industriels à s'orienter vers une industrie verte via la production de pièces à base d'agrocomposite comme substitution aux composites conventionnels à fibres synthétiques de verre.

Malgré tous ces avantages, les performances techniques et physiques des fibres végétales présentent une grande variabilité car elles sont fortement dépendantes des conditions climatiques de croissance (ensoleillement, pluviométrie, humidité) ainsi que les conditions imposées par les techniques d'extraction à partir des plantes [17]. Cette variabilité concerne la

taille [18], la forme [19] et les propriétés mécaniques des fibres végétales [20]. De plus, le caractère fortement hydrophile des fibres végétales leur permet d'absorber les molécules d'eau à partir de l'environnement extérieur. L'absorption d'eau dans la structure agrocomposite par les fibres végétales a généralement un effet négatif sur les performances mécaniques de l'agrocomposite [21].

Afin de transformer les matériaux agrocomposites vers leur application industrielle, le parachèvement demeure une étape fondamentale, typiquement pour les agrocomposites renforcés par des fibres végétales longues et continues. En effet, l'obtention d'une géométrie complexe avec une pièce agrocomposite à fibres longues ne peut pas être totalement réalisée avec les procédés d'élaboration par moulage. Des opérations d'usinage par fraisage et perçage restent indispensables, notamment pour créer des cavités ou des formes avec des dimensions précises ainsi que pour retravailler les bords de la pièce à la sortie du moule. La qualification de l'usinabilité des agrocomposites est différente de celle des matériaux conventionnels car elle nécessite la prise en compte des conditions environnementales (humidité et température) ainsi que l'échelle pertinente qui permet une discrimination efficace de l'effet des différents paramètres d'usinage [22]. Cette échelle pertinente est intrinsèquement liée à la taille du renfort fibreux (fibre végétale élémentaire, paquet de fibres ou fibre technique, fil de fibres tissées ou non tissées, ...ect.). De ce fait, la qualification expérimentale de l'usinabilité des agrocomposites reste couteuse et laborieuse à cause de la variabilité naturelle de la taille et de la forme des fibres végétales ainsi que l'effet hygrothermique sur les propriétés mécaniques. Le développement d'un outil numérique capable de prédire l'usinabilité des agrocomposites en fonction de ces variables s'avère alors nécessaire pour optimiser et réduire le coût des plans d'essais expérimentaux.

Ce chapitre bibliographique commencera tout d'abord par un état de l'art sur les applications industrielles des agrocomposites, typiquement le secteur automobile dans lequel ces matériaux biosourcés sont les plus utilisés. La structure ainsi que les propriétés mécaniques multiéchelle des agrocomposites seront ensuite abordées. L'influence des conditions environnementales, notamment l'hygrométrie et la température, sur le comportement mécanique multiéchelle des agrocomposites sera exposée. La troisième partie de ce chapitre est dédiée à la présentation et à l'analyse des principaux modèles éléments finis (EF) développés dans la littérature pour simuler le comportement mécanique des agrocomposites. La quatrième partie présente une

synthèse bibliographique sur l'usinage des agrocomposites afin de comprendre l'influence des paramètres du procédé sur l'usinabilité de ces matériaux. La dernière partie du rapport sera consacrée à un état de l'art des travaux sur la modélisation numérique de l'usinage des agrocomposites à différentes échelles.

2 Les agrocomposites dans l'industrie automobile

L'utilisation des agrocomposites dans le secteur automobile est apparue en 1941 quand Henry Ford, fondateur de la société Ford Motar a construit pour la première fois une voiture avec une carrosserie fabriquée principalement avec une résine de soja renforcée par des fibres de chanvres, de paille et de sisal et avec un moteur fonctionnant à l'huile de chanvre [23]. En 1957, les agrocomposites révolutionnèrent l'industrie automobile allemande par la conception d'une voiture « Trabant » ayant un capot, des ailes, un couvercle de coffre, un toit et des portes fabriqués de résine phénolique thermodurcissable renforcée par du coton [24]. En 1982, le constructeur italien Fiat commercialise pour la première fois une Fiat Punto avec des panneaux de porte renforcés par du parquet boisé [24]. Malgré toutes ces tentatives, les agrocomposites n'ont connu leur envol que vers la fin du 20^{ème} siècle suite au besoin industriel des matériaux écologiques, économiques et performants [24]. Les premières inventions ont été développées avec circonspection et elles consistaient à les mettre en œuvre pour des applications non structurelles et ne sollicitant pas un chargement mécanique important. La plupart de ces applications sont utilisées à l'intérieur de l'habitacle des voitures comme le montrent les **figures 1.2 et 1.3**. L'utilisation des agrocomposites s'est révélée prometteuse grâce au succès de ces premières applications industrielles. Par ailleurs, le pouvoir significatif des fibres végétales à absorber les chocs mécaniques a motivé les industriels à développer d'autres produits pour des applications de structure [12]. En 2017, une équipe d'étudiants néerlandais ont conçu une voiture 100 % biosourcée appelée « Lina » (voir **figure 1.4**) et qui est fabriquée à base d'un bioplastique issu de la fermentation du sucre des betteraves (PLA) renforcé par des fibres de lin [25]. La carrosserie ainsi que le châssis ont été conçus par un empilement alterné de couches de lin et de de PLA. Récemment, et comme le montre la **figure 1.5**, la réalisation de la carrosserie pour des voitures de course a été mise en œuvre à base d'agrocomposites (Tesla Model S P100D, Gillet Vertigo, Porsch Cayman 718 GT4 CS MR) [12,26–28]. En 2020, McLaren Racing a fabriqué le premier siège automobile en agrocomposite à fibres de lin pour

leur voiture de course F1 afin de remplacer un composite à fibres de carbone [29] (voir **figure 1.5**).



Figure 1.2. Équipements intérieurs de la Mercedes Benz Classe E contenant du lin, du chanvre, du sisal et de la laine [24,30]

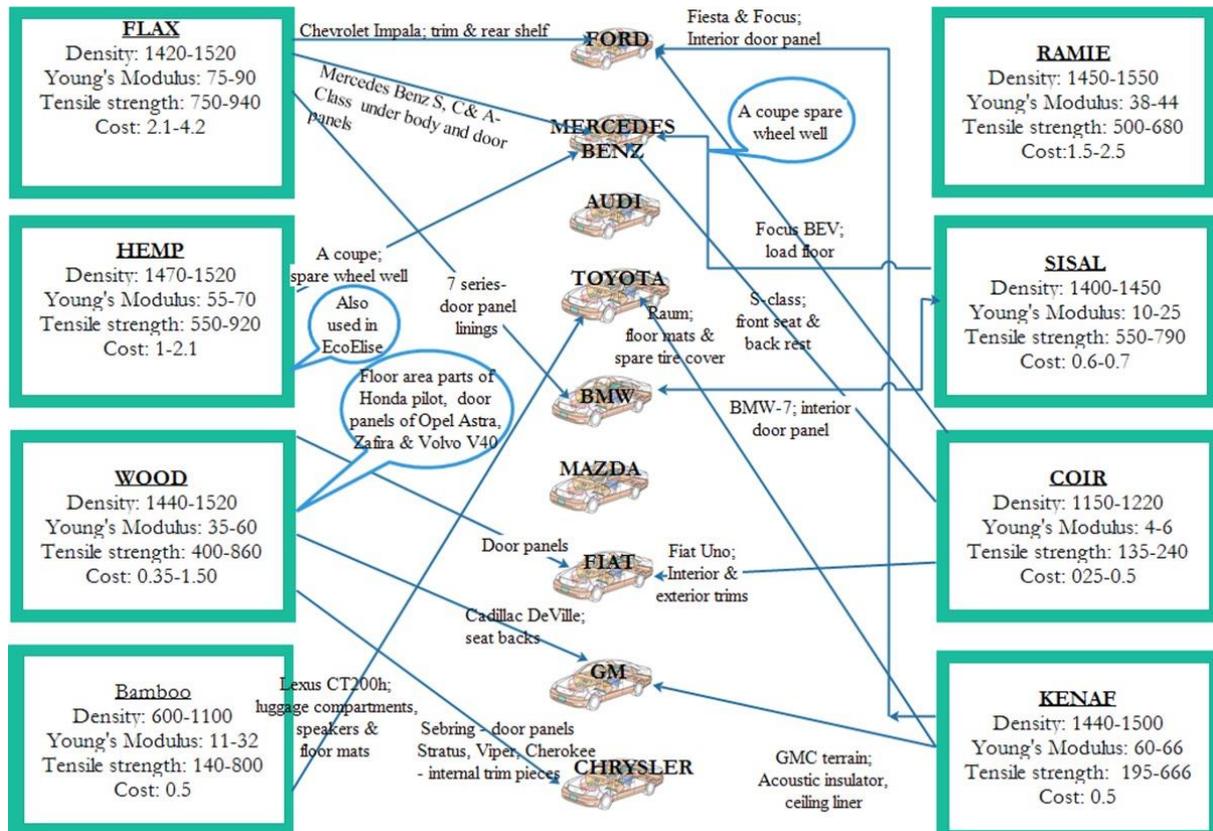


Figure 1.3. Applications des agrocomposites dans l'industrie automobile [24]



Figure 1.4. Voiture néerlandaise Lina [25]

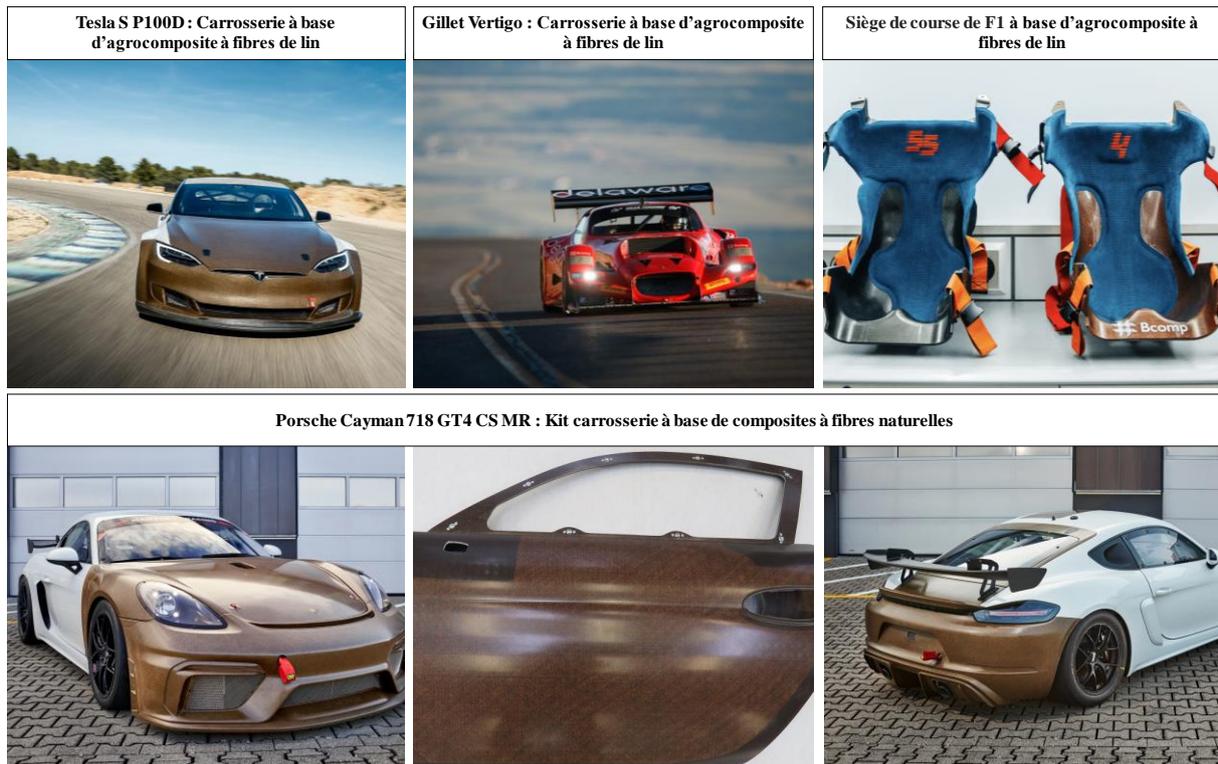


Figure 1.5. Applications récentes des agrocomposites dans l'industrie automobile [12,26–29]

3 Structure multiéchelle d'un renfort fibreux végétal

3.1 Fibres végétales : origines et composition

Les plantes sont des ressources renouvelables abondantes. Elles participent à l'élimination du dioxyde de carbone via la réaction de photosynthèse qui permet d'approvisionner la nature en oxygène. Les fibres végétales proviennent principalement de six origines : elles peuvent être extraites des tiges de plantes, des feuilles, des fruits, des graines, des herbes et du bois. La **figure 1.6** montre des exemples de fibres végétales extraites des plantes. Selon les statistiques de l'institut Nova de 2012 [31], la fibre de lin est la fibre la plus utilisée dans l'industrie automobile européenne après celle du bois et du coton.

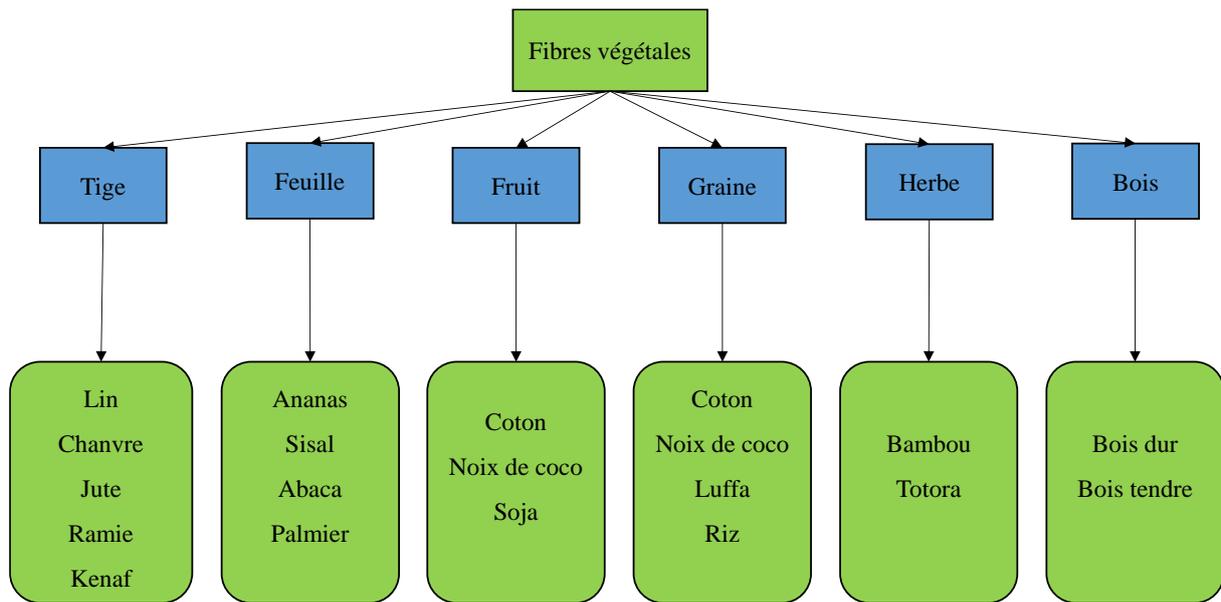


Figure 1.6. Origines des fibres végétales [14]

La **figure 1.7** montre une section transversale d'une tige de lin. Les fibres de lin sont extraites des tiges de plantes et sont protégées par l'épiderme et le parenchyme corticale. Ces derniers empêchent le contact des fibres végétales avec le milieu extérieur. Les fibres végétales se trouvent à la périphérie de la tige de plante et elles sont délimitées par l'écorce et le xylème. À l'intérieur de la tige, les fibres élémentaires sont agglomérées l'une à côté de l'autre et forment des faisceaux de fibres. Chaque faisceau de fibres peut contenir jusqu'à quarante fibres élémentaires [32] liées entre elles par une interface appelée « lamelle mitoyenne ».

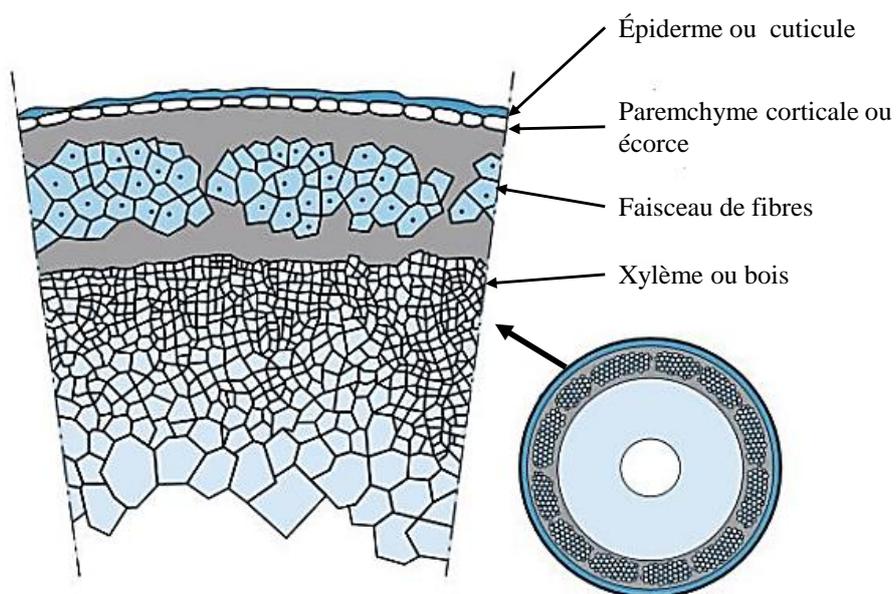


Figure 1.7. Section transversale de la tige du lin [16]

Les fibres sont constituées de composants ligno-cellulosiques (cellulose cristalline et amorphe, hémicellulose, lignine) et de pectine [13,33,34]. La composition ligno-cellulosique varie selon le type, la variété, l'âge et les conditions de croissance des plantes (voir **tableau 1.1**).

La cellulose est un polysaccharide et constitue la majeure composition de la fibre végétale. Elle possède aussi les propriétés mécaniques les plus élevées au sein de la fibre végétale et elle contrôle ainsi les propriétés mécaniques de la fibre élémentaire [13,33]. Elle est constituée de chaînes linéaires de D-anhydroglucose ($C_6H_{10}O_5$). Ces chaînes bio-polymériques sont dédoublées et reliées entre elles par des liaisons hydrogène intra- et intermoléculaires [13,33].

L'hémicellulose est un polysaccharide qui englobe les microfibrilles de cellulose avec la lignine. Ce sont des composants fortement hydrophiles grâce à la présence des groupements hydroxyles (OH). Elles sont à l'origine de l'absorption de l'eau dans la fibre végétale avec la cellulose amorphe [13].

La lignine est un dérivé polyphénolique qui se trouve principalement dans la lamelle mitoyenne. La lignine a un rôle protecteur contre les attaques fongiques et microbiennes. Elle a un pouvoir d'imperméabilisation à l'eau grâce à son hydrophobicité [13].

Les pectines sont des polysides concentrés au niveau des parois primaires et de la lamelle mitoyenne des fibres végétales. Elles ont un rôle adhésif qui permet le groupement des fibres végétales en faisceaux de fibres. Elles ont un caractère hydrophile grâce à la présence des groupements carboxyliques qui favorisent l'absorption de l'eau.

Tableau 1.1. Composition chimique de quelques fibres végétales [13,34]

Fibre	Cellulose (%)	Hémicellulose (%)	Lignine (%)	Pectine (%)
Lin	71	18.6 - 20.6	1 - 4	5 - 12
Chanvre	68	15	3.7 - 5.7	0.9
Jute	61 - 71	14 - 20	12 - 25	4 - 10
Ramie	68.6 - 76.2	13 - 16	0.6 - 0.7	1.9
Kenaf	72	20.3	8 - 13	3 - 5
Sisal	65	12	10 - 14	10
Cotton	85 - 90	5.7	-	0.1
Paille de blé	38 - 45	15 - 31	12 - 20	8

3.2 Fibres végétales : structure cellulosique multiéchelle

À l'échelle microscopique, les fibres végétales sont regroupées dans un faisceau de fibres élémentaires comme le montre la **figure 1.8 (a)**. La liaison entre ces fibres est assurée par des interfaces naturelles de pectine. Contrairement aux composites conventionnels où la fibre synthétique est sous forme cylindrique, la fibre végétale dispose d'une structure polygonale de 5 à 7 faces [43]. La **figure 1.8 (b)** montre que la fibre végétale présente une structure en parois celluloses avec un canal débouchant au centre appelé Lumen. Les parois qui constituent la fibre végétale sont les suivantes :

- Une paroi primaire « P » externe et mince (environ 200 nm d'épaisseur) composée de cellulose, de cire, de lipide et de pectine.
- Une paroi secondaire interne « S » épaisse et composée de trois couches celluloses :
 - o S1 (0.5 - 0.2 μm d'épaisseur)
 - o S2 (5 - 10 μm d'épaisseur)
 - o S3 (0.5 - 1 μm d'épaisseur)

Les parois celluloses d'une fibre végétale sont elles-mêmes des composites constitués principalement de microfibrilles de cellulose enrobées dans une matrice d'hémicellulose amorphe et de lignine. Les microfibrilles de cellulose sont orientées hélicoïdalement sur la couche S2 avec un angle θ appelé l'angle microfibrillaire. La rigidité et la résistance de la fibre sont plus élevées lorsque l'angle microfibrillaire est faible par rapport à l'axe de la fibre. La paroi cellulosique S2 est la plus intéressante dans la structure de la fibre élémentaire puisque, en plus de la faible valeur de l'angle microfibrillaire, la paroi S2 occupe majoritairement le volume de la fibre (S2 est la couche la plus épaisse) et contrôle, par conséquent, les propriétés mécaniques de la fibre végétale.

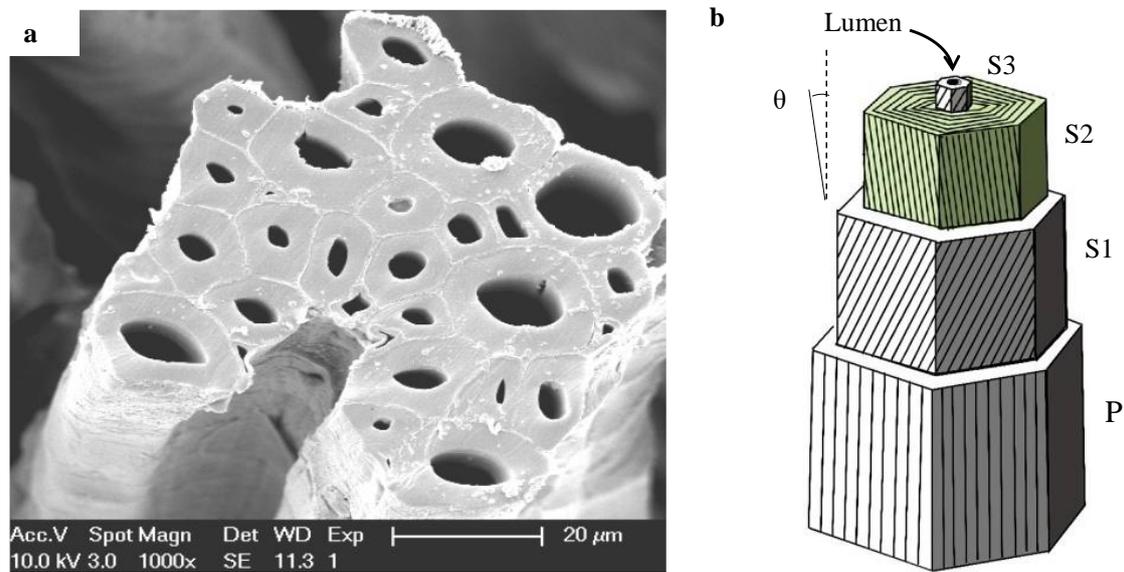


Figure 1.8. (a) Image MEB de la section d'un faisceau de fibre de jute [35]. (b) Structure d'une fibre élémentaire végétale montrant l'orientation des microfibrilles de cellulose dans chaque paroi [36]

4 Comportement mécanique multiéchelle des agrocomposites

4.1 Propriétés mécaniques des fibres végétales

La **figure 1.9** montre que les fibres végétales n'ont pas la même réponse mécanique que les fibres de verre lors d'une sollicitation en traction. La fibre synthétique de verre a un comportement linéaire élastique tandis que les fibres de lin et de chanvre présentent un comportement non linéaire au début du chargement mécanique. Un tel comportement de la fibre végétale est considéré comme élasto-viscoplastique [37,38].

En effet, le comportement mécanique d'une fibre végétale se caractérise par trois zones distinctes :

- Une première zone où le comportement est linéaire et correspond à la rigidité de la fibre dans sa configuration initiale ;
- Une seconde zone où le comportement est non linéaire, ce qui correspond à une réorientation des microfibrilles de cellulose dans la direction de la sollicitation mécanique sans s'aligner forcément avec l'axe de la fibre [37,39,40] ;

- Un troisième zone où le comportement de la fibre est linéaire dans sa nouvelle configuration microfibrillaire qui lui confère une rigidité supérieure [39].

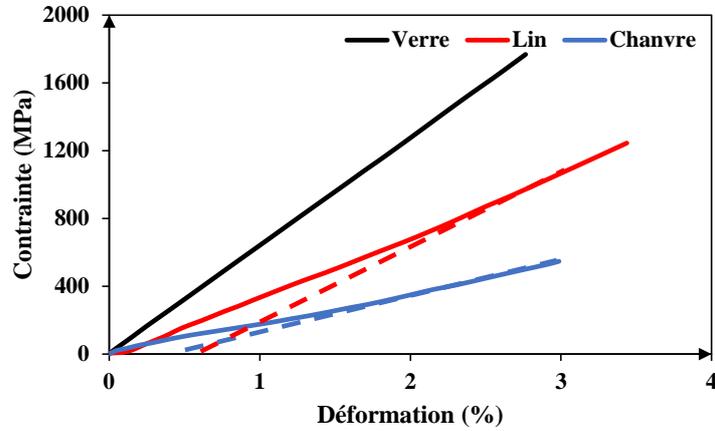


Figure 1.9. Comportement mécanique en traction des fibres végétales en comparaison avec la fibre de verre [37]

La **figure 1.10** montre que les fibres végétales possèdent des propriétés mécaniques comparables avec celles des fibres de verre. Compte tenu des faibles densités de certaines fibres végétales, leurs propriétés spécifiques en termes de rigidité deviennent meilleures que celles des fibres de verre mais leurs résistances à la traction restent en dessous de celle du verre. Le diagramme d'Ashby (voir **figure 1.11**) confirme les résultats présentés dans la **figure 1.10** et montre que le lin, le chanvre et le jute ont des rigidités spécifiques supérieures ou égales à celle de la fibre de verre et des résistances mécaniques spécifiques proches de celle du verre.

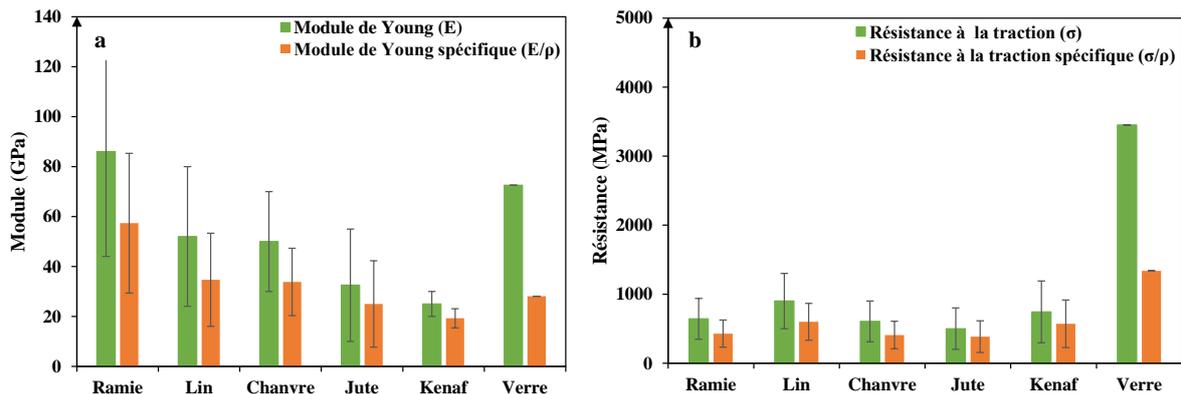


Figure 1.10. Comparaison des propriétés mécaniques de quelques fibres végétales avec celles des fibres de verre [41] (a) Le module d'élasticité en traction (b) La résistance à la traction

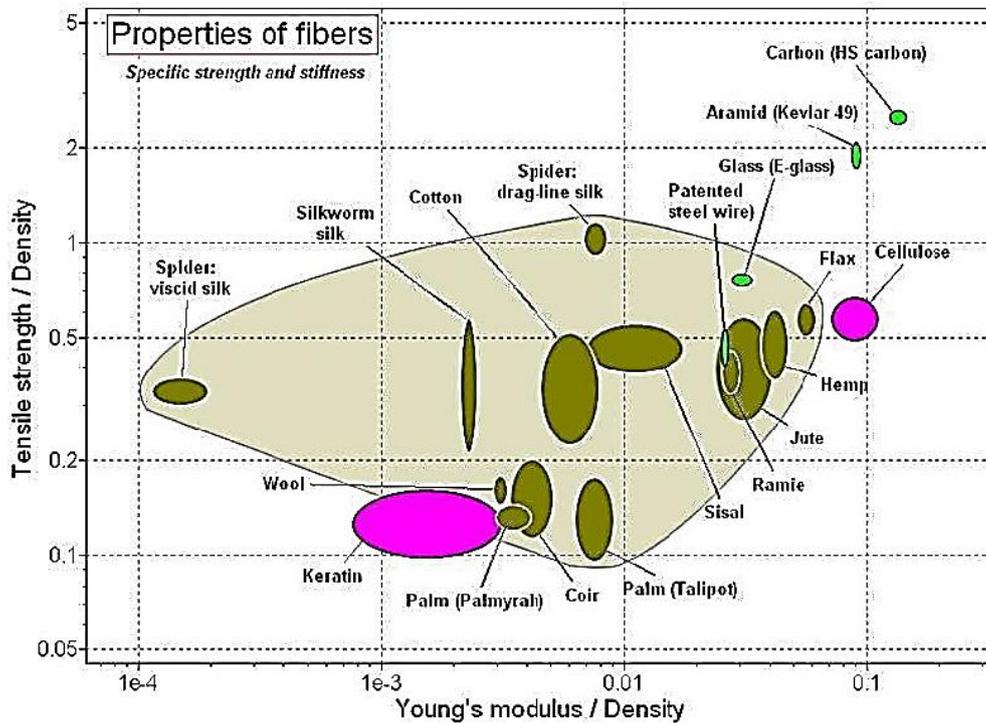


Figure 1.11. Diagramme d'Ashby comparant les propriétés spécifiques des fibres naturelles et synthétiques [42]

4.2 Propriétés mécaniques des agrocomposites

La **figure 1.12** montre le comportement mécanique en traction des composites à matrice époxy et renforcés respectivement par des fibres synthétiques de verre, de lin et de chanvre. La comparaison entre les courbes de comportement montre que les deux fibres végétales génèrent un comportement mécanique identique mais différent de celui généré avec des fibres de verre. En effet, avec une structure composite similaire en époxy, les agrocomposites présentent une non-linéarité plus prononcée que celle observée sur les composites à fibres de verre. Ceci démontre que le remplacement des fibres de verre par des fibres végétales augmente la plasticité du composite résultant à cause du comportement élasto-viscoplastique des fibres végétales démontré dans la section précédente (**figure 1.9**).

La **figure 1.13** présente la réponse mécanique en cisaillement d'un agrocomposite à fibres de lin et matrice polypropylène pour différentes orientations des fibres. Le comportement mécanique en cisaillement des agrocomposites montrent une très forte ductilité lorsque les fibres de lin sont orientées perpendiculairement à la direction de sollicitation. La ductilité est tellement élevée que l'éprouvette n'atteint pas la rupture avec le déplacement maximum du dispositif expérimental. Ceci est dû à la forte flexibilité transverse des fibres végétales induite

par leur structure cellulosique puisque les microfibrilles de cellulose sont orientées d'une manière hélicoïdale dans le sens longitudinal de la fibre. Cette forte flexibilité transverse permet aux fibres végétales de s'adapter au mouvement de cisaillement sans provoquer une rupture brutale des interfaces.

La **figure 1.14** confirme cette forte ductilité des agrocomposites avec des fibres orientées perpendiculairement à la direction de cisaillement. En effet, l'augmentation de la vitesse de déplacement (i.e. la vitesse de déformation) rigidifie le comportement du composite en augmentant le module de cisaillement comme le montre la **figure 1.14**. En revanche, le comportement reste fortement ductile car la rupture n'est pas atteinte avec le déplacement maximum du dispositif expérimental.

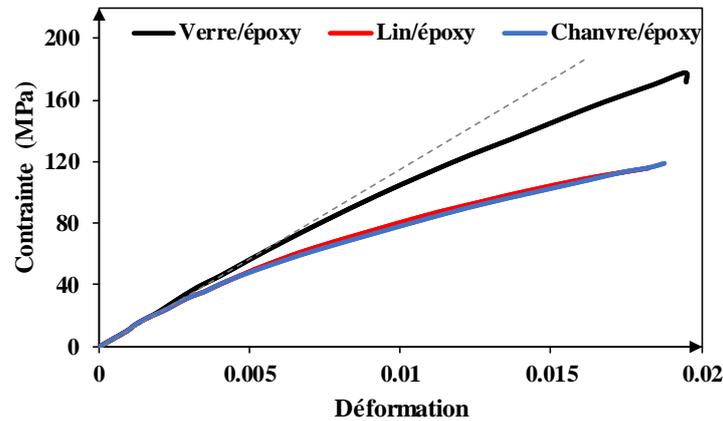


Figure 1.12. Comportement mécanique en traction du verre/époxy, lin/époxy et chanvre/époxy avec la même structure de renfort et la même fraction volumique de 42 % [43]

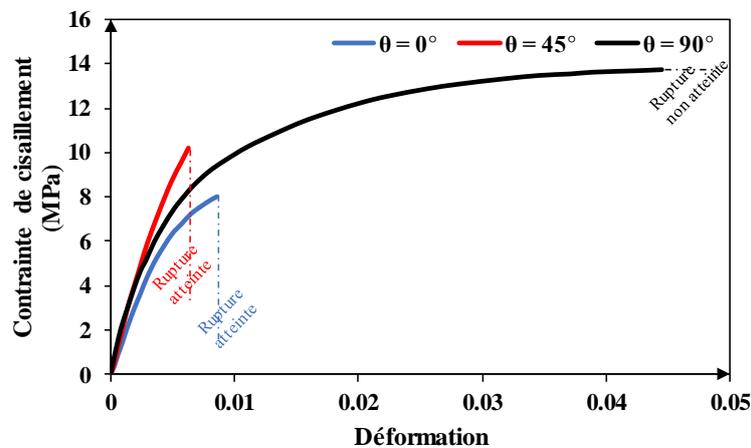


Figure 1.13. Courbes de comportement mécanique en cisaillement d'un agrocomposite à matrice polypropylène renforcée par des fibres de lin à différentes orientations de fibres [44]

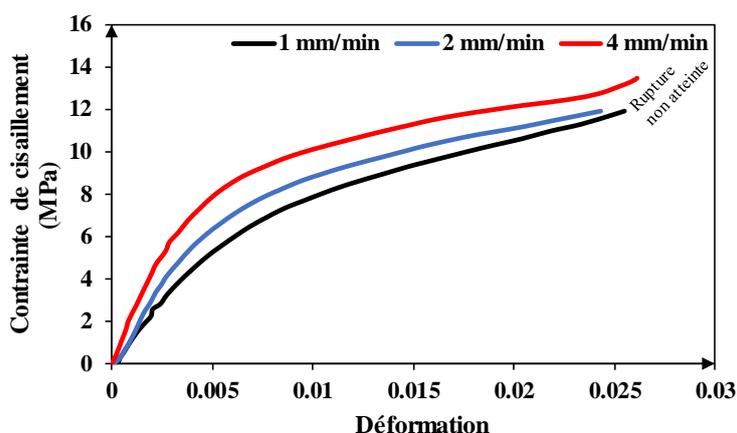


Figure 1.14. Courbes de comportement mécanique en cisaillement d'un agrocomposite à matrice polypropylène renforcée par des fibres de lin à différentes vitesses de déplacement [45]

La **figure 1.15** montre que certains agrocomposites à matrice polypropylène présentent des propriétés mécaniques comparables avec celles d'un composite verre/polypropylène. Grâce à la faible densité des fibres végétales, certaines propriétés spécifiques des agrocomposites comme le module d'élasticité deviennent supérieures à celles des composites à fibres de verre mais leurs résistances à la traction restent en dessous de celle des composites à fibres de verre.

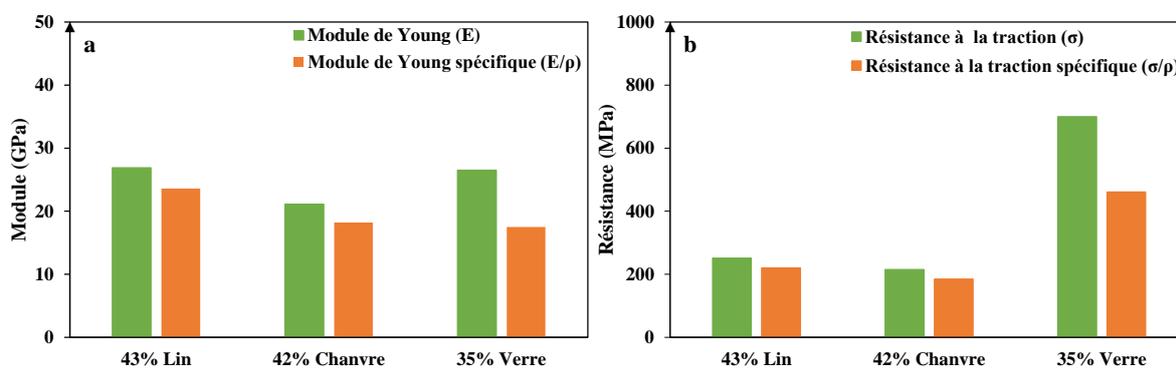


Figure 1.15. Comparaison des propriétés mécaniques de quelques agrocomposites à matrice polypropylène avec celles du composite verre/PP [46] (a) Le module d'élasticité en traction (b) La résistance à la traction

5 Effet hygrométrique sur les performances mécaniques des agrocomposites

Contrairement aux composites conventionnels à fibres synthétiques, l'hygrométrie est un paramètre important à considérer lors de l'analyse du comportement mécanique des agrocomposites car les fibres synthétiques et les fibres végétales ne réagissent pas de la même manière dans une atmosphère humide. En effet, les fibres synthétiques de verre ou de carbone sont hydrophobes et leurs composites absorbent très peu d'eau [47]. Pour les agrocomposites,

les fibres végétales sont connues par leur caractère hydrophile qui favorise l'absorption de l'eau. Cette section présente une synthèse des travaux de la littérature par rapport à l'effet hygrométrique sur les propriétés mécaniques à l'échelle de la fibre végétale et de la structure agrocomposite. À noter que les travaux de la littérature à l'échelle de la fibre végétale ne traitent que l'effet hygrométrique tandis que certains travaux à l'échelle de la structure agrocomposite s'intéressent au couplage hygrothermique, notamment au niveau de la cinétique d'absorption et des propriétés mécaniques.

5.1 Effet hygrométrique à l'échelle de la fibre végétale

5.1.1 Cinétique d'absorption de l'eau dans la fibre végétale

A l'heure actuelle, une seule étude scientifique s'est intéressée à la cinétique d'absorption de l'eau dans une fibre végétale élémentaire seule car le protocole expérimental pour traiter le comportement hygrométrique à l'échelle d'une fibre élémentaire est très compliqué à mettre en œuvre. Les travaux réalisés sur des fibres de lin [48] ont mis en évidence le phénomène d'absorption d'eau dans la fibre végétale en déterminant la teneur en eau des fibres de lin lors de leur exposition pendant quelques heures à un taux d'humidité relative $HR = 66\%$. La **figure 1.16** montre qu'une fibre de lin élémentaire est capable d'absorber les molécules d'eau dans un environnement humide et que la teneur en eau dans la fibre augmente considérablement avec le temps d'exposition à l'humidité jusqu'à atteindre une valeur limite qui correspond à la saturation hygrométrique.

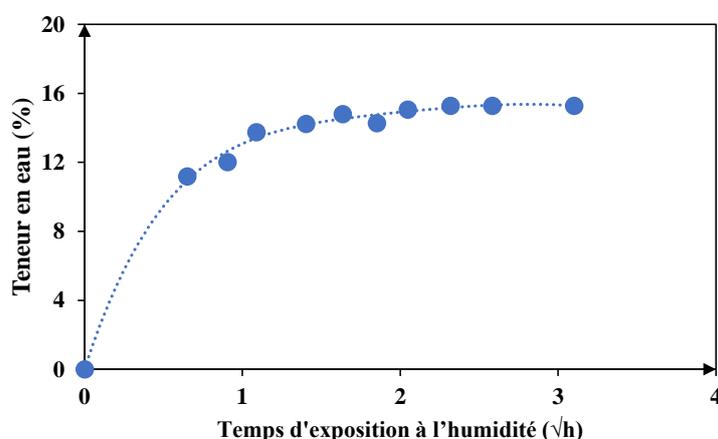


Figure 1.16. Absorption d'eau dans les fibres de lin lors de leur exposition à un environnement humide [48]

Le comportement hygrométrique des fibres végétales est lié à leur composition chimique et notamment leur forte teneur en cellulose et en hémicellulose qui ont un caractère hydrophile grâce à la présence des groupements hydroxyles OH (voir **figure 1.17**). Ces groupements hydroxyles ont une forte affinité avec l'eau [49].

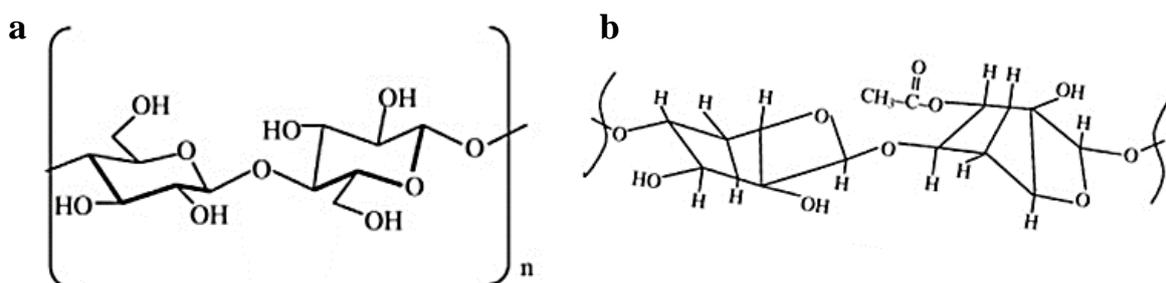


Figure 1.17. Formule semi-développée de (a) la cellulose ; (b) l'hémicellulose [49]

Célineo et al. [50] ont étudié l'effet hygrométrique sur la composition chimique de la fibre de sisal. Ces travaux de caractérisation hygrométrique avec différents taux d'humidité par spectroscopie infrarouge ont montré que l'augmentation de l'humidité entraîne la croissance de l'absorbance de certaines bandes du spectre infrarouge (voir **figure 1.18**). Ceci montre que l'eau entraîne la modification de la composition chimique de la fibre végétale. Le **tableau 1.2** montre les bandes les plus sensibles à l'humidité ainsi que leur interprétation.

La **figure 1.18** et le **tableau 1.2** montrent que l'absorption de l'eau dans la fibre végétale se fait principalement par fixation de la molécule d'eau sur les groupements hydroxyles de la cellulose et de l'hémicellulose. Ceci se traduit principalement par la forte sensibilité de la bande d'absorption $3100-3600\text{ cm}^{-1}$ à l'humidité relative par rapport aux pics vers 2935 cm^{-1} et 2862 cm^{-1} . Les deux bandes d'absorption autour de 1735 cm^{-1} et 1425 cm^{-1} (caractéristiques de la pectine d'après le **tableau 1.2**) sont sensibles à l'humidité relative et montrent que la pectine est capable d'absorber l'eau. Néanmoins, le rôle de la pectine dans l'absorption de l'eau n'est pas aussi important que celui de la cellulose et l'hémicellulose compte tenu de sa faible teneur dans la fibre végétale.

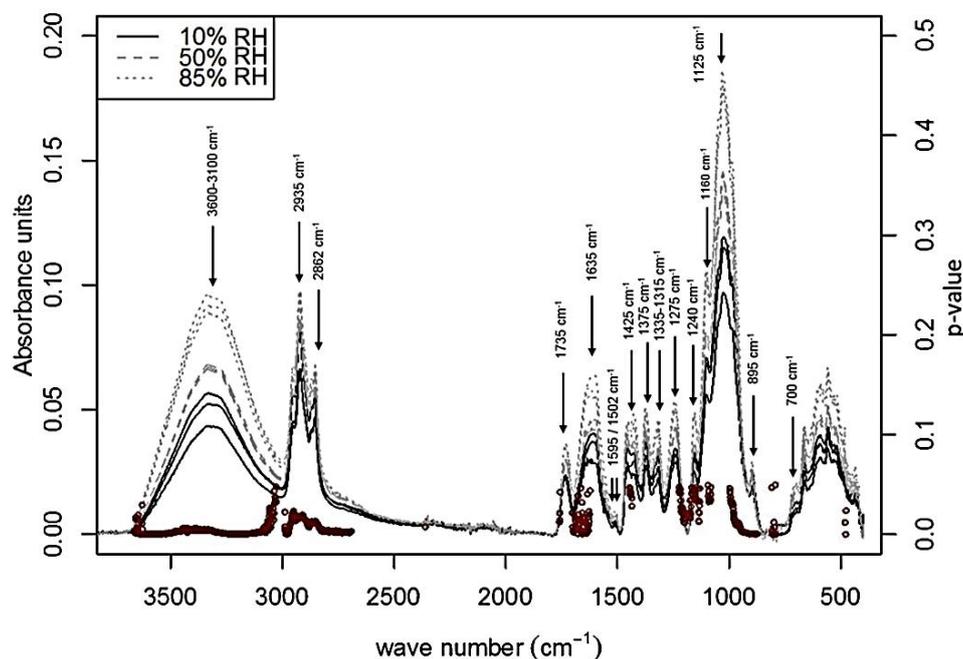


Figure 1.18. Caractérisation de la composition chimique de la fibre de sisal pour différents taux d'humidité [50]

Tableau 1.2. Interprétation des bandes d'absorption de la fibre de sisal les plus sensibles à l'humidité [51–54]

Bande d'absorption cm^{-1}	Interprétation
3600-3000	Elongation de la liaison hydrogène liée au groupement OH dans la cellulose et/ou l'hémicellulose
2935	Elongation de la liaison CH de la cellulose et de l'hémicellulose
2862	Elongation de la liaison CH_2 de la cellulose et de l'hémicellulose
1735	Elongation de la liaison $\text{C}=\text{O}$ de l'acide carboxylique dans la pectine ou du groupement ester dans l'hémicellulose
1635	Vibration de la liaison OH caractéristique de l'eau absorbée
1425	Acide carboxylique de la pectine et vibration de COO^-
1160	Déformation antisymétrique de la bande C-O-O
1125-895	Elongation de la liaison C-O

5.1.2 Effet hygrométrique sur les propriétés mécaniques des fibres végétales

La section précédente a montré que la fibre végétale absorbe l'eau via les groupements OH présents dans la cellulose et l'hémicellulose. De ce fait, cette section s'intéressera à l'influence de l'absorption de l'eau par la fibre végétale sur ces performances mécaniques.

Dans la littérature, on retrouve uniquement deux travaux qui s'intéressent à l'impact de l'hygrométrie sur les propriétés mécaniques des fibres végétales élémentaires seules. En effet, Placet et al. [55] ont montré que l'exposition des fibres élémentaires de chanvre à un taux d'humidité relative croissant introduit dans un premier temps une légère réduction des

propriétés mécaniques des fibres au début du processus d'absorption de l'eau jusqu'à atteindre une valeur seuil à partir de laquelle la rigidité et la résistance mécanique commencent à augmenter en fonction de la teneur en eau. Ce comportement particulier est expliqué par le fait que l'introduction des molécules d'eau dans la structure cellulosique des fibres végétales commence d'abord par plastifier des composantes polymériques amorphes de la fibre. À partir d'une certaine teneur en eau dans la fibre, les microfibrilles de cellulose commencent à être impactées par la présence des molécules d'eau en se réorientant vers l'axe de la fibre, ce qui augmente en conséquence les propriétés mécaniques de la fibre. Ces constats rejoignent les résultats de l'étude de Stamboulis et al. [48] sur les fibres de lin en termes de résistance à la traction.

5.2 Effet hygrométrique à l'échelle de l'agrocomposite

5.2.1 Cinétique d'absorption de l'eau dans la structure agrocomposite

L'absorption d'eau dans les structures agrocomposites dépend de plusieurs facteurs qui influencent la cinétique de diffusion tels que la température [56,57], le taux d'humidité [58], la fraction volumique des fibres [59,60], l'orientation des fibres [61] ainsi que les traitements chimiques appliqués aux fibres végétales [57,60]...

La littérature a révélé que l'exposition des agrocomposites, avec des matrices thermoplastiques ou thermodurcissables, à un environnement humide entraîne une absorption de l'eau à l'intérieur de leur structure [21,57,60,62–70]. La cinétique de diffusion de l'eau dans ces matériaux suit souvent une loi de Fick où la teneur en eau augmente linéairement en fonction du temps de conditionnement hygrométrique jusqu'à atteindre la saturation. La teneur en eau à la saturation dans les matrices polymères pures reste trop faible par rapport à celle dans les agrocomposites [56,64,71] (voir **figure 1.19**). La faible teneur en eau absorbée par les matrices est attribuée à leur nature souvent hydrophobe.

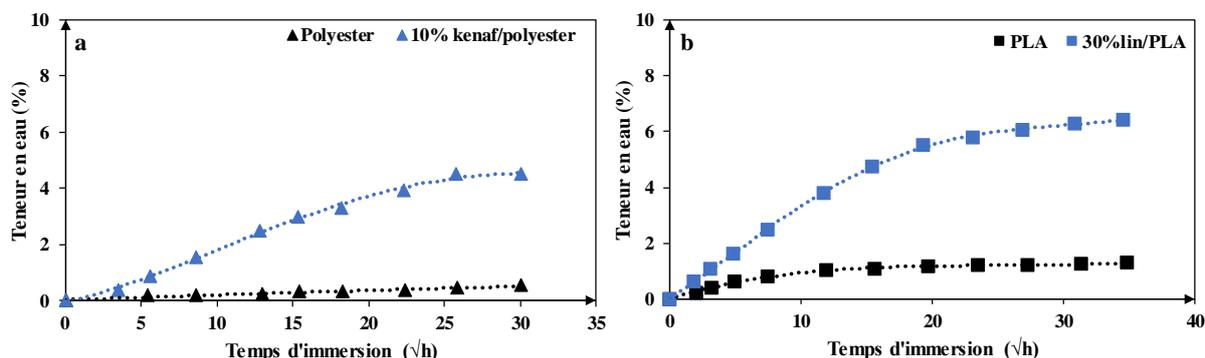


Figure 1.19. Effet hygrométrique sur l'absorption de l'eau par les matrices et par les agrocomposites (a) kenaf/polyester [68] (b) lin/PLA [64]

L'influence de la température sur la cinétique d'absorption de l'eau dans les agrocomposites a été aussi investiguée dans la littérature [21,57,63,64,67,68,72,73]. Concernant la matrice polymère pure, la **figure 1.20** montre que la température accélère la diffusion de l'eau dans les polymères thermoplastique (PLA) et thermodurcissable (Époxy) en augmentant la teneur en eau retenue dans les matrices et en réduisant le temps de saturation.

Cependant, la teneur en eau dans les matrices polymères pures reste faible par rapport aux agrocomposites [21,57]. En effet, une comparaison des teneurs en eau entre la **figure 1.20** et la **figure 1.21** montre que l'effet hygrothermique est beaucoup plus prononcé dans les agrocomposites que dans les matrices polymères pures. La température augmente significativement la teneur en eau des agrocomposites et raccourcit le régime transitoire d'absorption (voir **figure 1.21**) [21,74]. Ce phénomène est liée à l'augmentation de la mobilité des molécules d'eau dans les chaînes polymériques de la résine et du renfort fibreux végétal avec la température, ce qui accélère la diffusion de l'eau à l'intérieur de la structure agrocomposite [60]. Quelques auteurs ont expliqué l'augmentation de la diffusion de l'eau avec la température dans les agrocomposites par la dégradation des interfaces et par la présence des fissurations matricielles induites par le vieillissement hygrothermique [21,73]. Ces défauts favorisent davantage l'infiltration de l'eau dans la structure agrocomposite.

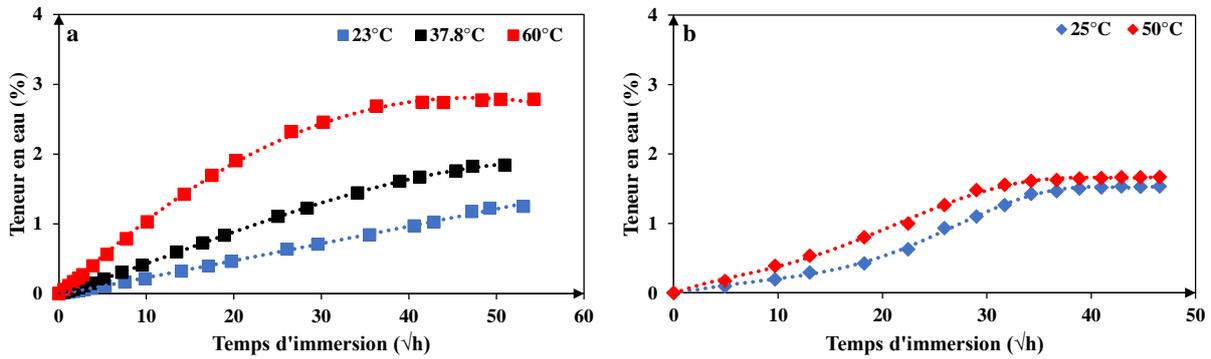


Figure 1.20. Effet de la température sur l'absorption de l'eau par (a) l'époxy [21] (b) le PLA [57]

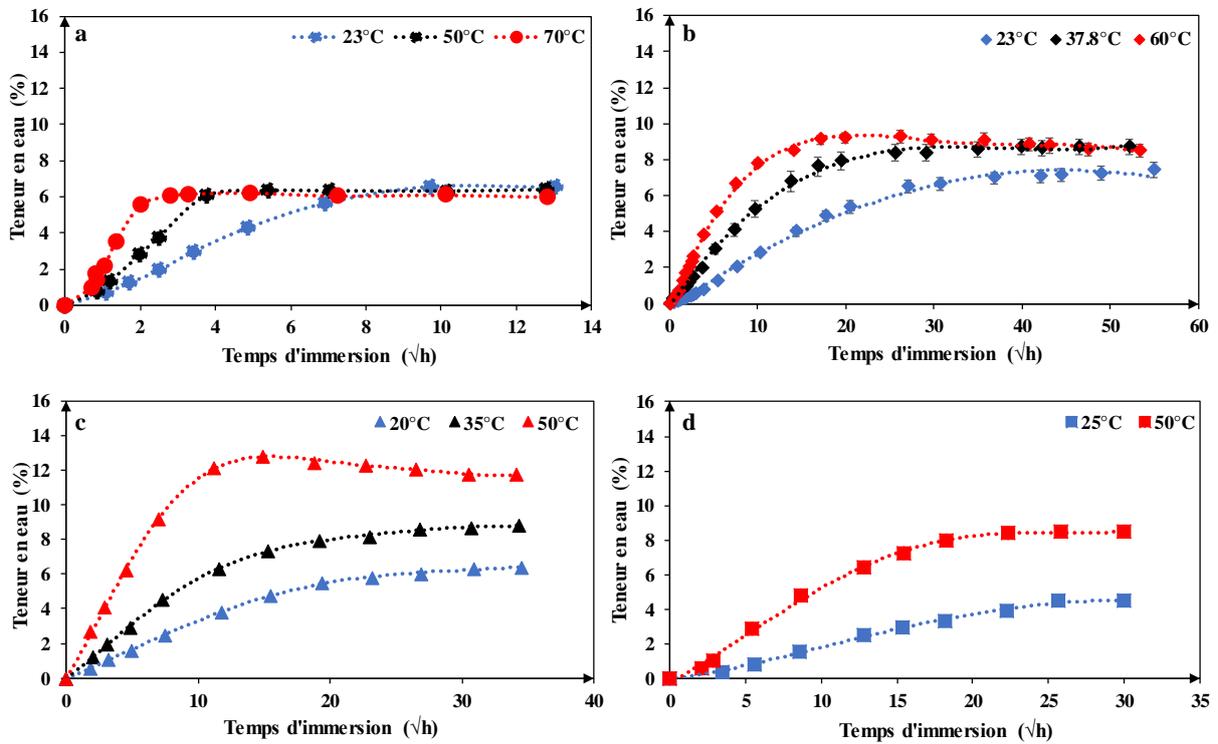


Figure 1.21. Influence de la température du conditionnement sur l'absorption de l'eau par les agrocomposites (a) sisal/PP [67] (b) Lin/époxy [21] (c) kenaf/polyester [68] (d) lin/PLA [64]

L'augmentation de la fraction volumique des fibres végétales dans le composite favorise considérablement l'absorption de l'eau dans l'agrocomposite comme le montre la **figure 1.22** [64,65,68,75]. Compte tenu de la faible teneur en eau dans les matrices polymères pures, ces résultats démontrent que les fibres végétales sont les principales responsables de l'absorption de l'eau dans les agrocomposites.

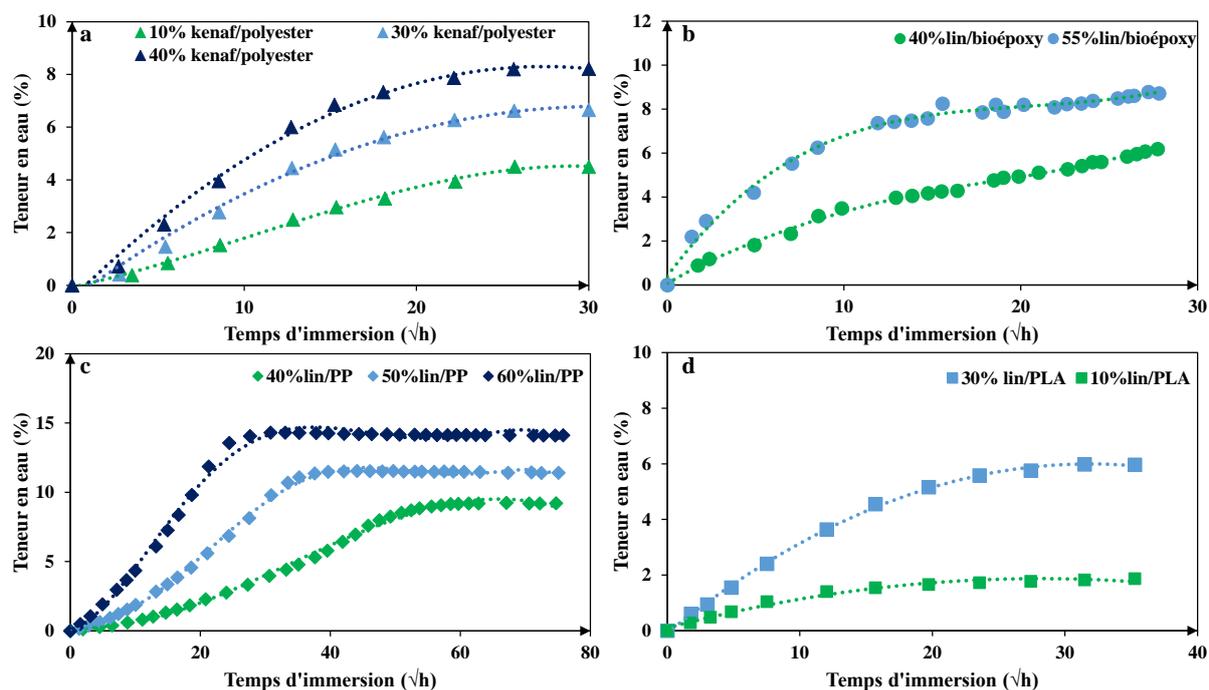


Figure 1.22. Effet de la fraction volumique des fibres végétales sur l'absorption de l'eau par les agrocomposites (a) kenaf/polyester [68] (b) lin/bioépoxy [75] (c) lin/PP [65] et (d) lin/PLA [64]

5.2.2 Effet hygrométrique sur les propriétés mécaniques des agrocomposites

La **figure 1.23** montre que l'exposition des matrices polymères à un environnement humide diminue légèrement leurs propriétés mécaniques puisqu'elles absorbent une faible quantité d'eau [21,64,76]. En revanche, la dégradation des propriétés mécaniques des matrices polymères s'intensifie avec l'augmentation de la température du conditionnement hygrométrique [21] (voir **figure 1.24**). En comparant la cinétique d'absorption de la **figure 1.20 (a)** et le comportement mécanique de la **figure 1.24**, les propriétés mécaniques des matrices polymères diminuent en régime hygrométrique transitoire et se stabilisent vers la saturation. Avec des longues durées de conditionnement (régime saturé), l'effet hygrométrique conduit à une dégradation par hydrolyse des matrices polymères, notamment avec des températures de conditionnement élevées. Ce constat a été confirmé par les observations microscopiques de la **figure 1.25** des surfaces de rupture de la matrice époxy soumise à un conditionnement hydrothermique : Sans conditionnement, la surface de rupture de l'époxy montre un aspect « propre » indiquant une rupture fragile (caractéristique de l'époxy). Avec un conditionnement hydrothermique, la surface de rupture de l'époxy présente une forme de « sable mouvant » typique d'un endommagement ductile de la résine causé par le vieillissement hydrothermique [21].

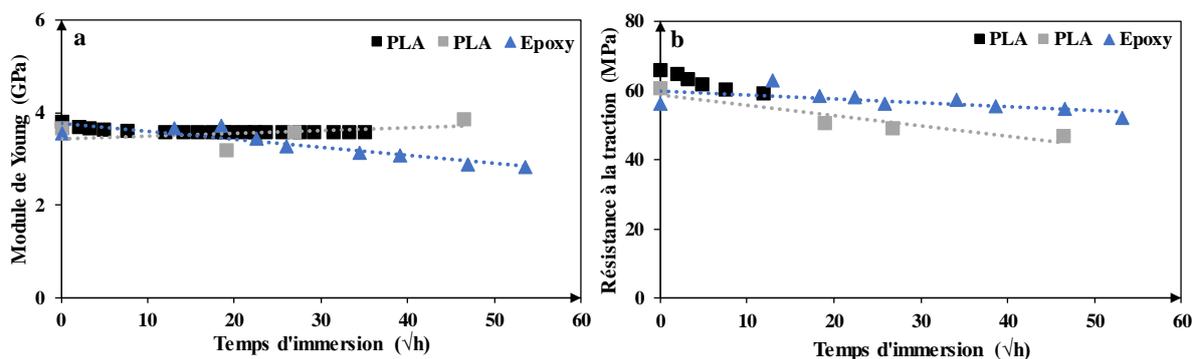


Figure 1.23. Influence de l'effet hygrométrique sur les propriétés mécaniques des matrices [21,64,76]
(a) module élastique (b) résistance à la traction

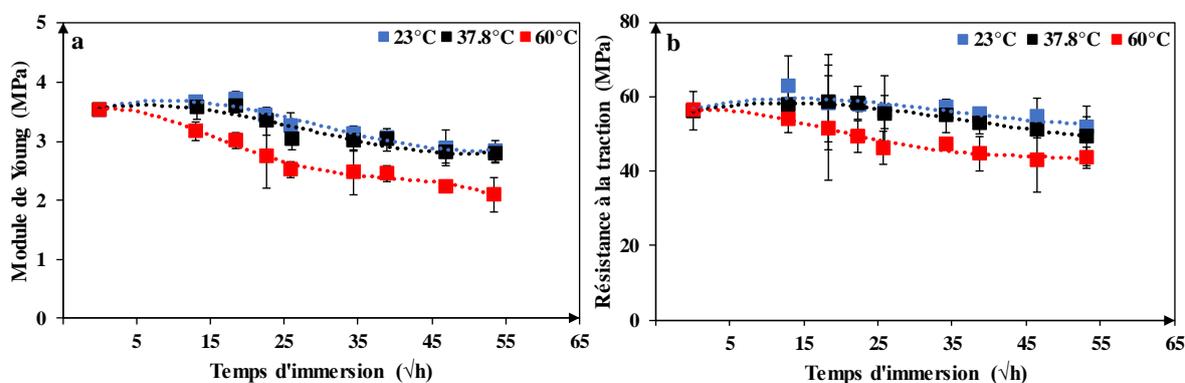


Figure 1.24. Influence de l'effet hydrothermique sur les propriétés mécaniques de l'époxy [21]

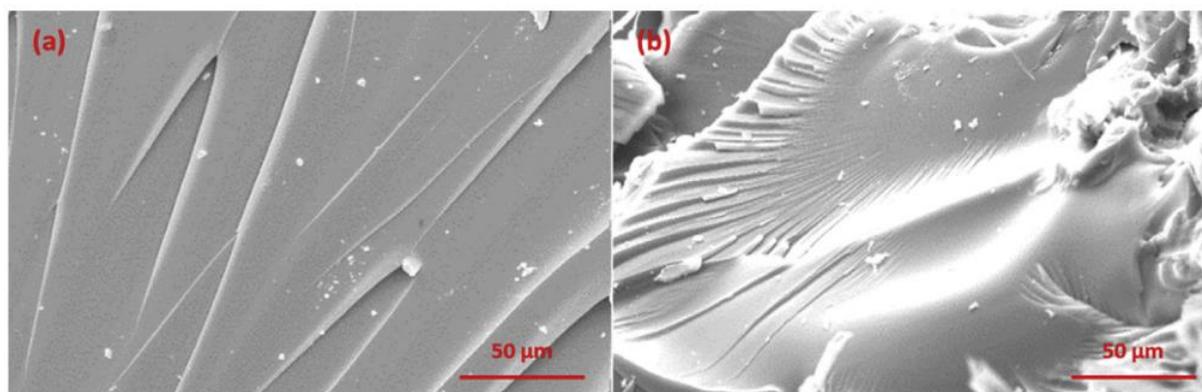


Figure 1.25. Surface de rupture de la résine époxy [21] (a) sans conditionnement hydrothermique (b) après conditionnement hydrothermique pendant 17 semaines à 60°C

En ce qui concerne les agrocomposites, l'absorption de l'eau a souvent un impact négatif sur leur propriétés mécaniques [64–68]. En effet, plusieurs études ont révélé que les molécules d'eau absorbées jouent le rôle d'un plastifiant dans la structure agrocomposite, ce qui cause une réduction du module d'élasticité comme le montre les **figures 1.26 (a,b)**. Cette réduction est

plus importante quand la fraction volumique des fibres végétales est plus élevée [66,71,77,78]. Comme pour les matrices polymères pures, l'impact hygrométrique sur les propriétés mécaniques se manifeste en régime hygrométrique transitoire. Ceci est le résultat d'un adoucissement du comportement mécanique de ces matériaux sous l'effet hygrométrique comme montré dans la **figure 1.27**. L'adoucissement hygro-mécanique des agrocomposites est accompagné d'une augmentation de la déformation à la rupture et, par conséquent, une augmentation de la ductilité du matériaux face à des sollicitations mécaniques [66,77,78].

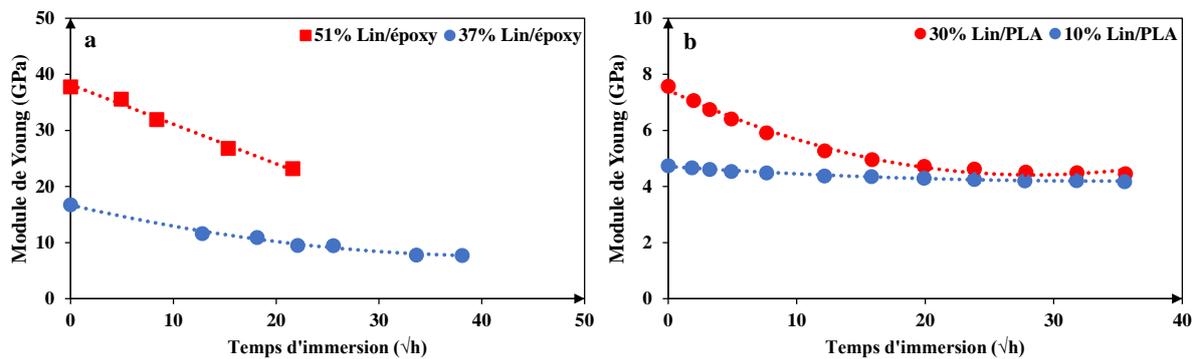


Figure 1.26 . Effet hygrométrique sur le module de Young des agrocomposites avec différentes fractions volumiques des fibres. (a) lin/époxy [66,77] et (b) lin/PLA [64]

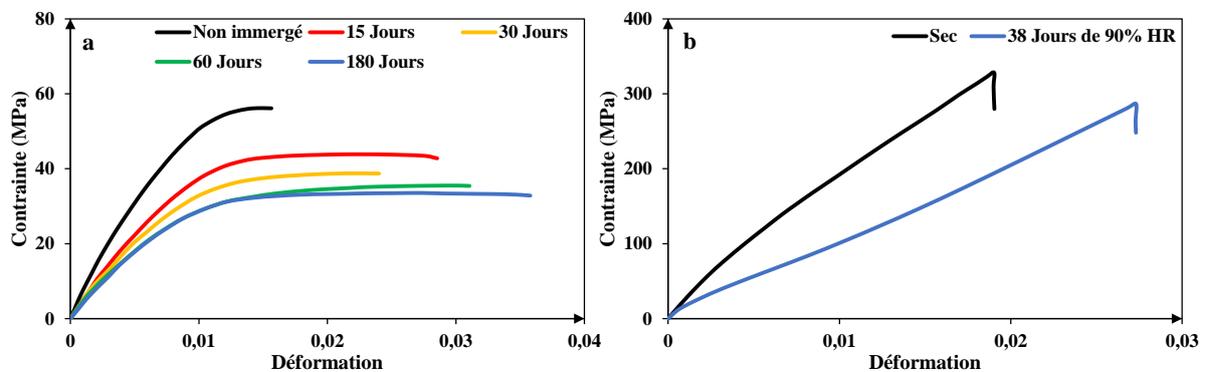


Figure 1.27. Effet hygrométrique sur le comportement mécanique des agrocomposites. (a) lin/PLA [71] (b) lin/époxy [74]

Il existe d'autres mécanismes responsables de la dégradation des propriétés mécaniques des agrocomposites sous l'effet hygrométrique. En effet, l'absorption de l'eau dans la structure agrocomposée entraîne un gonflement radial des fibres végétales élémentaires. Ce gonflement des fibres entraîne une sollicitation mécanique sous forme de contraintes de compressions radiales sur les interfaces fibres/fibres et fibres/matrice [79], ce qui provoque la dégradation mécanique des interfaces et la création de zones de décohésion interfaciales [21,71,76,80,81]. D'autre part, la dégradation des propriétés mécaniques des agrocomposites peut-être causée

aussi par la détérioration des interfaces fibre-matrice en raison de l'hydrolyse de la matrice polymère au niveau des interfaces et donc la rupture de sa chaîne moléculaire [82]. L'hydrolyse de la matrice polymère est un phénomène chimique qui affecte les agrocomposites en régime hygrométrique saturé après une longue exposition à l'environnement humide [83]. En effet, les molécules d'eau sont absorbées principalement par la fibre végétale et diffusent jusqu'aux interfaces entre les fibres et la matrice. Ces interfaces constituent la première zone de contact entre la matrice et les molécules d'eau, ce qui les rend plus vulnérables aux phénomènes d'hydrolyse et provoque ainsi leur désintégration qui est mise en évidence par leur perte de masse moléculaire [83] et l'apparition de quelques zones de décohésion interfaciales. Ces zones de décohésion apparaissent dès lors que l'agrocomposite est saturé en eau et elles s'amplifient avec la durée du conditionnement hygrométrique (voir **figure 1.28**).

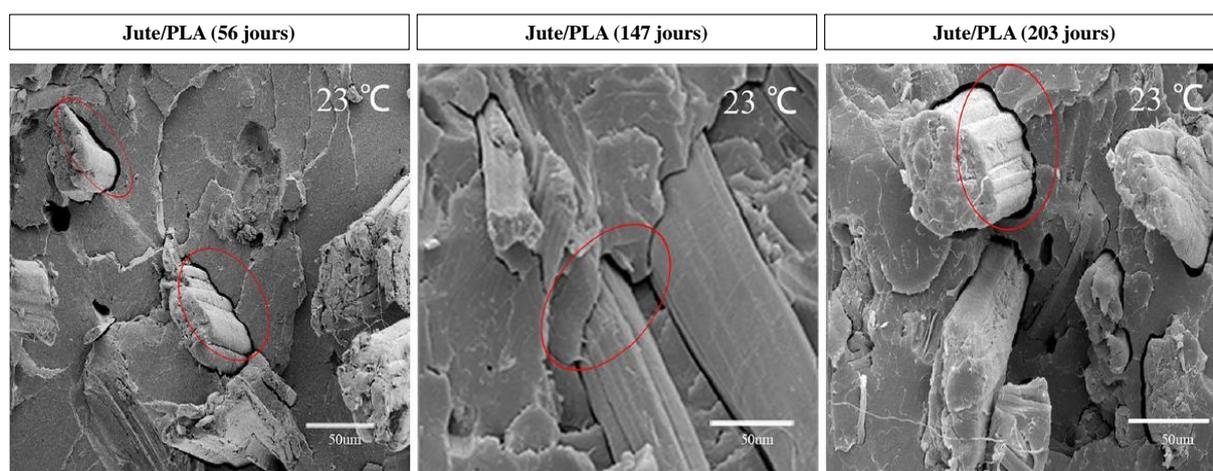


Figure 1.28. Décohésion interfaciale de l'agrocomposite jute/PLA après différentes périodes de conditionnement hygrométrique [73]

L'augmentation de la température du conditionnement hygrométrique intensifie la dégradation des propriétés mécaniques des agrocomposites (voir **figure 1.29**) à cause de l'accélération de la diffusion de l'eau à l'intérieur de la structure agrocomposite, ce qui favorise le gonflement des fibres et la dégradation des interfaces fibres/matrice [21,59,61,73,74,84]. Ces défauts facilitent le transport interne des molécules d'eau et permettent ainsi une diffusion plus importante de l'eau au voisinage de la matrice polymère, ce qui provoque ensuite son hydrolyse au niveau des interfaces [82,83,85–87] (voir **figure 1.30**). L'hydrolyse de la matrice est une action chimique qui s'accroît et s'accélère avec l'augmentation de la température du conditionnement hygrométrique [83], ce qui engendre par conséquent des dégradations de la structure fibreuse dans les agrocomposites telles que le phénomène du « peeling » (**figure 1.31**)

causé par le délaminage entre les différentes parois celluliques de la fibre végétale à cause de l'hydrolyse de certaines composantes polymériques au sein de la structure cellulaire d'une fibre élémentaire [21].

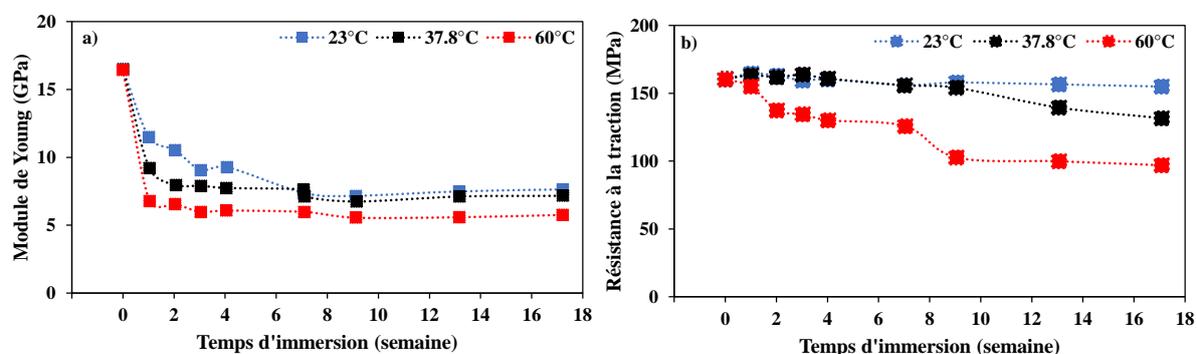


Figure 1.29. Influence de l'effet hygrothermique sur le comportement mécanique de l'agrocomposite lin/époxy [21]

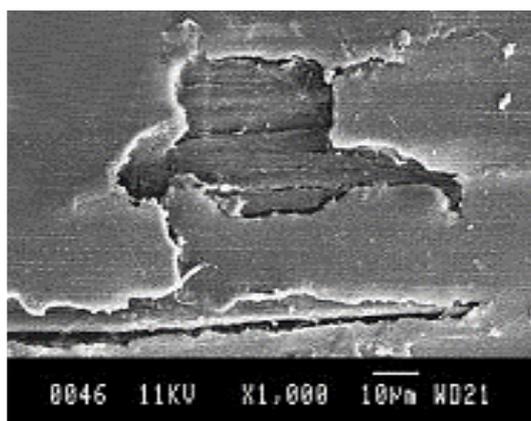


Figure 1.30. Dégradation d'une matrice polyester suite à un conditionnement hygrothermique à 100°C [87]

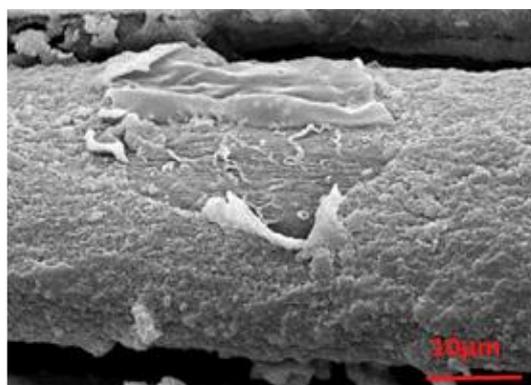


Figure 1.31. Observations microscopiques de l'endommagement des fibres de lin soumises à un conditionnement hygrothermique à 60°C pendant 7 semaines [21]

6 Modélisation du comportement thermomécanique des agrocomposites

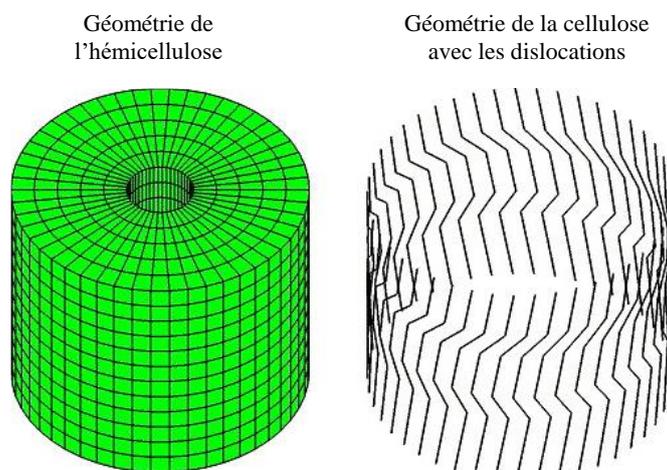
Dans cette section, un inventaire des différentes approches numériques développées dans la littérature pour modéliser les comportements mécanique et thermique des agrocomposites à différentes échelles (microscopique, mésoscopique et macroscopique) sera présenté afin de mettre le point sur les méthodes de modélisation du comportement spécifique des fibres végétales au sein d'un agrocomposite.

6.1 Modélisation du comportement mécanique

6.1.1 Approche de Nilsson et al. (2007)

Un modèle micromécanique par éléments finis (EF) a été proposé par Nilsson et al. [88] pour étudier le comportement en traction de deux fibres végétales (lin et chanvre) ainsi que la relation entre la rigidité et le diamètre de la fibre en tenant compte de sa microstructure.

Afin de simplifier la modélisation EF, la fibre est supposée cylindrique et seule la paroi secondaire de la fibre a été modélisée puisqu'elle occupe la majeure composition de la fibre. A l'aide du progiciel de calcul par EF Abaqus, cette paroi secondaire est construite telle qu'une structure composite constituée par des éléments de renforcement, avec les propriétés mécaniques de la cellulose, enrobés dans des éléments continus 3D avec les propriétés mécaniques de l'hémicellulose comme le montre la **figure 1.32**.



Les auteurs ont supposé que les dislocations sont d'une importance majeure dans le comportement en traction de la fibre végétale. La dislocation dans le modèle EF correspond à un mouvement de rotation des nœuds pertinents autour de l'axe de la fibre dans la structure de renforcement cellulosique. Ce désalignement en rotation des structures cellulosiques parfaitement hélicoïdales donne une forme incurvée aux microfibrilles de cellulose.

La cellulose a été modélisée comme un matériau élastique. Trois approches ont été adoptées pour la modélisation du comportement mécanique de l'hémicellulose :

- La première approche considère un comportement élastique.
- La deuxième approche considère un comportement élastoplastique parfait
- La troisième approche considère un comportement élastoplastique avec un écrouissage.

Les résultats de la simulation corrént bien avec ceux de Baley [39] et montrent que la rigidité de la fibre de lin décroît avec l'augmentation de son diamètre. De plus, les résultats numériques reproduisent efficacement le comportement non-linéaire en traction de la fibre de lin donné par les résultats expérimentaux de Baley [39]. Les auteurs expliquent l'obtention d'un tel comportement par les rotations locales de la fibre résultant du cisaillement plastique de l'hémicellulose. La rotation redresse les microfibrilles de cellulose suivant l'axe de fibre, ce qui augmente la rigidité de la fibre [88]

6.1.2 Approche de Poilâne et al. (2014)

Poilâne et al. [89] ont établi un modèle théorique élasto-viscoplastique basé sur la thermodynamique pour simuler le comportement mécanique non linéaire du composite lin/époxy avec des vitesses de déformation de l'ordre de $\approx 10^{-4} s^{-1}$ et dans des conditions normales (température et humidité ambiantes). Le modèle intègre des apports élastiques, viscoélastiques et viscoplastiques illustrés respectivement par les coefficients E , η et K . Le modèle contient huit variables d'état indépendantes. Ces dernières ont été calibrées par des essais de fluage à 29 MPa et par des essais de chargement cyclique progressif en utilisant un algorithme d'optimisation de Runge Kutta. La **figure 1.33** montre que le modèle thermodynamique prédit avec précision le comportement mécanique du lin/époxy lors de l'essai du fluage à 126 MPa et de l'essai de relaxation à 0.33%.

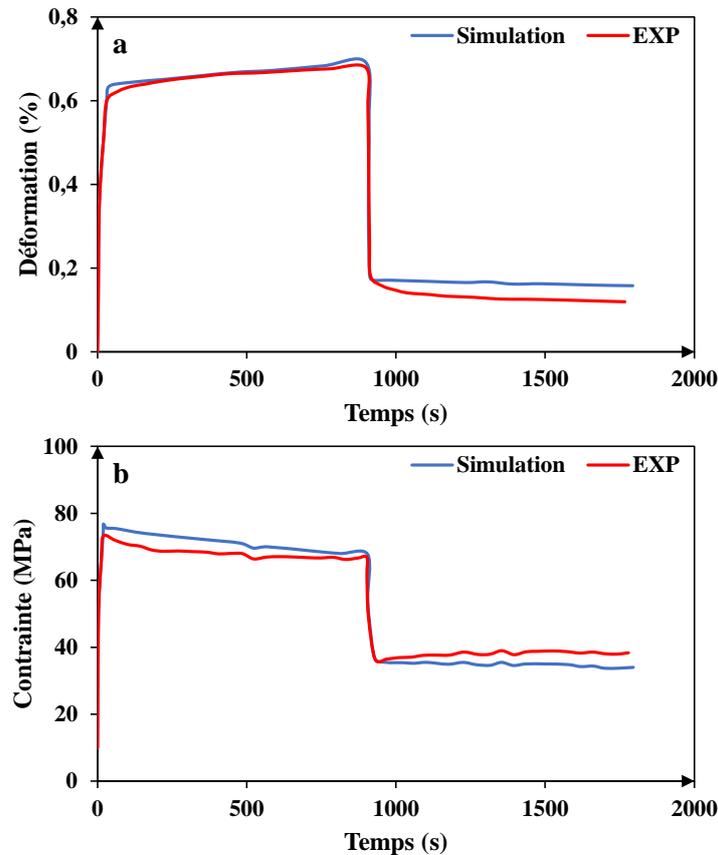


Figure 1.33. Validation du modèle sur (a) l'essai de fluage à 126 MPa, (b) l'essai de relaxation à 0.33%. Les essais mécaniques ont eu lieu à $T = 20^{\circ}\text{C}$ [89]

La **figure 1.34** montre que ce modèle présente des limitations lors d'une simulation d'un essai de chargement cyclique. En effet, les résultats numériques ne reproduisent pas avec précision les données expérimentales car le modèle ne prend pas en compte la variation de la rigidité due au phénomène d'écrouissage par réarrangement des microfibrilles de cellulose dans la fibre végétale.

Le modèle élasto-viscoplastique a été amélioré par Richard et al. [90] pour prendre en compte le phénomène de l'augmentation de la rigidité lors du chargement. Une variable de rigidification « S » a été introduite dans le précédent modèle pour mettre au point un modèle qualifié d'élasto-viscoplastique avec rigidification. La variable « S » prend en compte la réorientation des microfibrilles de cellulose, les modes de traction des microfibrilles de cellulose et la cristallisation induite par le cisaillement de la cellulose amorphe dans les fibres de lin.

Le phénomène de rigidification a été couplé aux phénomènes viscoélastiques et viscoplastiques. Trois coefficients de viscosité ont été utilisés pour modéliser les trois phénomènes dans le

modèle élasto-viscoplastique avec rigidification : η (élastique), K (plastique) et K_s (rigidité). Le modèle élasto-viscoplastique avec rigidification est limité aux déformations infinitésimales et aux essais de traction uniaxiale.

La **figure 1.35** montre que le modèle élasto-viscoplastique avec rigidification reproduit correctement le comportement cyclique du composite lin/époxy en optimisant la prédictivité du modèle élasto-viscoplastique sans rigidification de la **figure 1.34**.

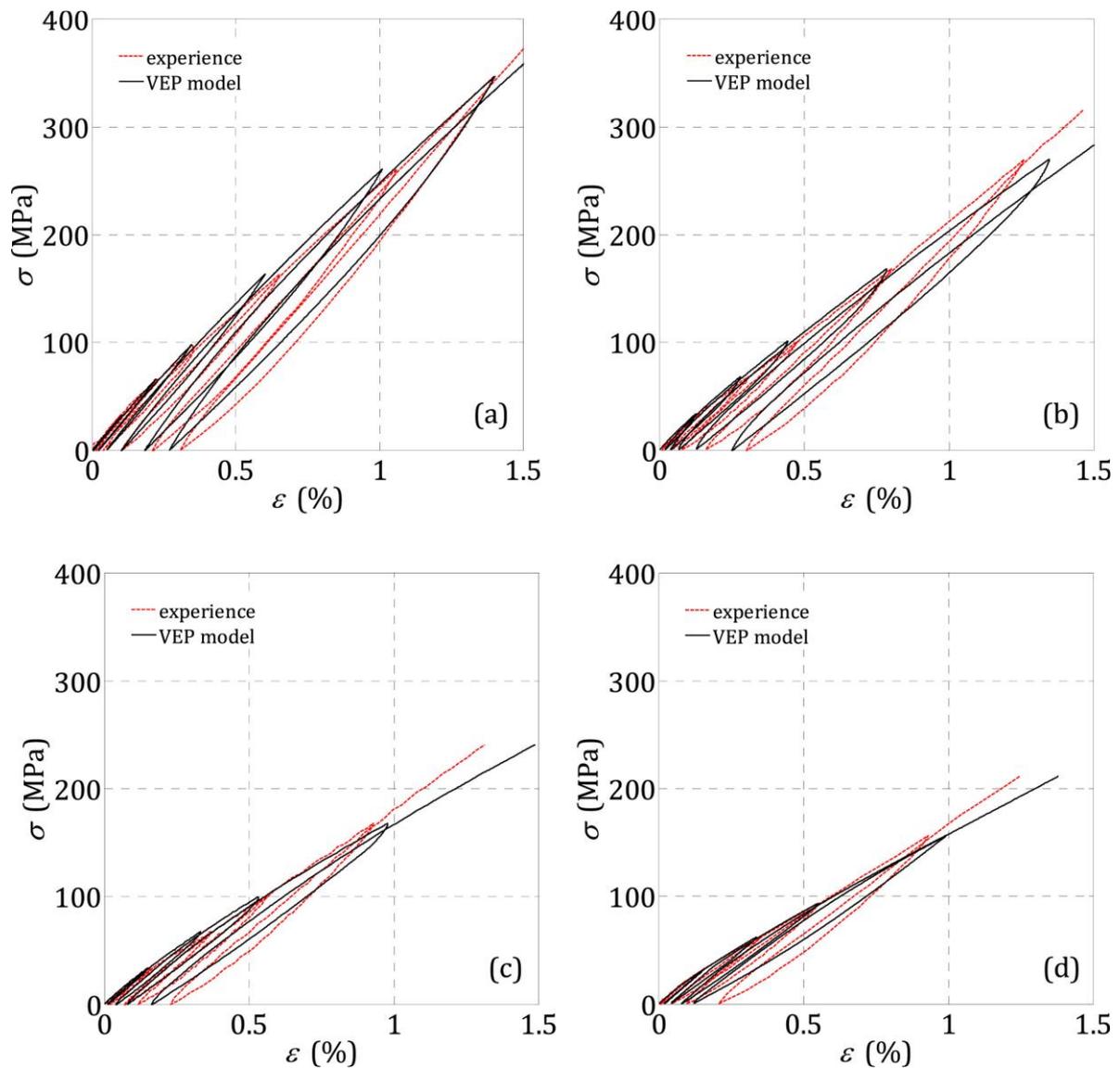


Figure 1.34. Résultat numérique du modèle élasto-viscoplastique par rapport aux données expérimentales, pour le chargement cyclique progressif à différent taux de chargement / déchargement [89,90] (a) 0.01 MPa.s^{-1} (b) 0.1 MPa.s^{-1} (c) 1 MPa.s^{-1} (d) 10 MPa.s^{-1}

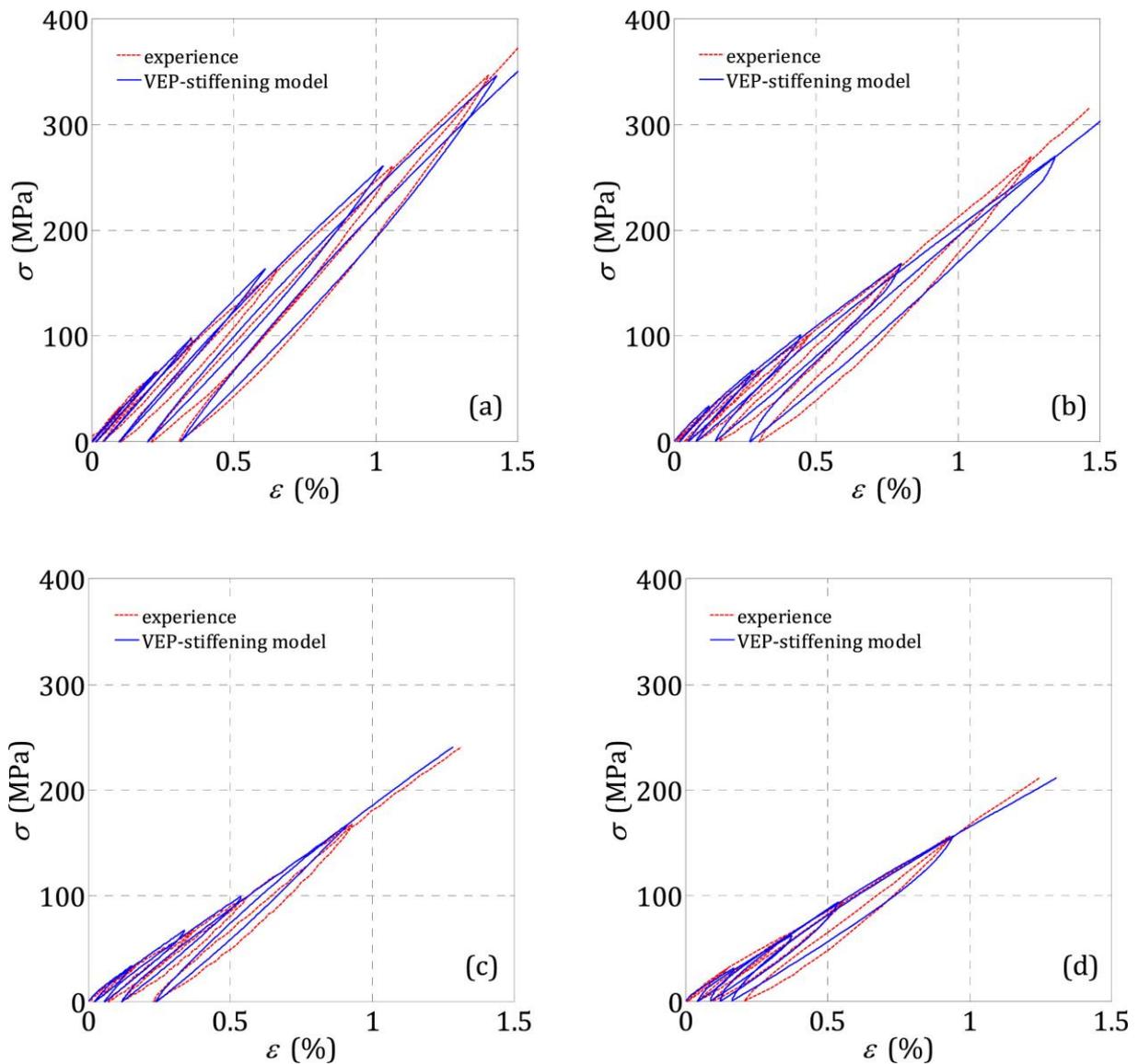


Figure 1.35. Résultat numérique du modèle élastoviscoplastique avec rigidification par rapport aux données expérimentales, pour un chargement cyclique progressif à différent taux de chargement / déchargement [89,90]
 (a) 0.01 MPa.s^{-1} (b) 0.1 MPa.s^{-1} (c) 1 MPa.s^{-1} (d) 10 MPa.s^{-1}

6.1.3 Approche de Rubio-López et al. (2015)

Rubio-López et al. [91] ont développé un modèle éléments finis sur le progiciel Abaqus/Explicit pour simuler le comportement mécanique sous impact des plaques de composites complètement cellulosiques dans lesquelles le renfort et la matrice sont à base de cellulose. Le modèle vise à examiner l'influence de l'énergie d'impact sur les pics de force, l'énergie absorbée et les modes de rupture du matériau.

L'outil percuteur a été modélisé par un comportement élastique linéaire ($E = 210 \text{ GPa}$, $\nu = 0.3$). Le composite a été modélisé par un comportement élastique jusqu'à la rupture. Le critère de

Hashin a été modifié et implémenté dans une sub-routine VUMAT pour modéliser le comportement du composite cellulosique lors de l'impact. Ce critère comprend les trois modes de rupture suivants :

- Rupture des fibres :

Ce critère considère la rupture des fibres par traction et compression dans les directions principales 1 (longitudinale) et 2 (transversale). Les équations (1.1) et (1.2) représentent respectivement l'endommagement des fibres selon les directions principales 1 et 2.

$$d_{f1} = \left(\frac{\sigma_{11}}{X^T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S^f}\right)^2 \quad (1.1)$$

$$d_{f2} = \left(\frac{\sigma_{22}}{Y^T}\right)^2 + \left(\frac{\sigma_{12}}{S^f}\right)^2 \quad (1.2)$$

X^T et Y^T représentent respectivement les résistances à la traction dans la direction 1 et 2. S^f est la résistance au cisaillement. σ_{11} et σ_{22} représentent respectivement les contraintes dans les directions 1 et 2. σ_{12} est la contrainte de cisaillement.

- Rupture de la matrice :

L'endommagement de la matrice est traduit par l'équation (1.3) dans laquelle Z^T est la résistance interlaminaire. τ_{13} et τ_{23} sont les contraintes de cisaillement hors plan. Ce critère d'endommagement n'est utilisé qu'en présence de la contrainte hors plan ($\sigma_{33} > 0$).

$$d_m = \left(\frac{\sigma_{33}}{Z^T}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{13}}{S^f}\right)^2 + \left(\frac{\tau_{23}}{S^f}\right)^2 \quad (1.3)$$

Pour simuler la pénétration de l'outil dans le composite, un critère de rupture basé sur une déformation maximale a été adopté pour éliminer les éléments distordus dans le composite. A chaque incrément de temps, les déformations ε_i dans les trois directions ($i=1,2,3$) sont évaluées. Si l'une de ces dernières atteint une valeur critique ($\varepsilon_i = 1$), l'élément est supprimé.

Le modèle a été validé par des résultats expérimentaux des essais mécaniques d'impact [92]. La corrélation calcul/essai a montré que le modèle prédit correctement l'évolution à la fois de la force et de l'énergie absorbée par l'agrocomposite en fonction du déplacement du percuteur.

6.1.4 Approche de Rubio-López et al. (2016)

Rubio-López et al. [93] ont développé un modèle théorique qui permet de reproduire le comportement mécanique des agrocomposites (lin/PLA, jute/PLA et coton/PLA). L'approche théorique est basée sur un modèle rhéologique constitué de trois branches comme le montre la **figure 1.36**. La branche (a) représente l'élasticité non-linéaire, la branche (b) représente l'effet visqueux du comportement et la branche (c) définit la plasticité. Le modèle a été calibré pour chaque matériau en utilisant des résultats expérimentaux des essais de traction et de relaxation (viscoélastique et viscoplastique).

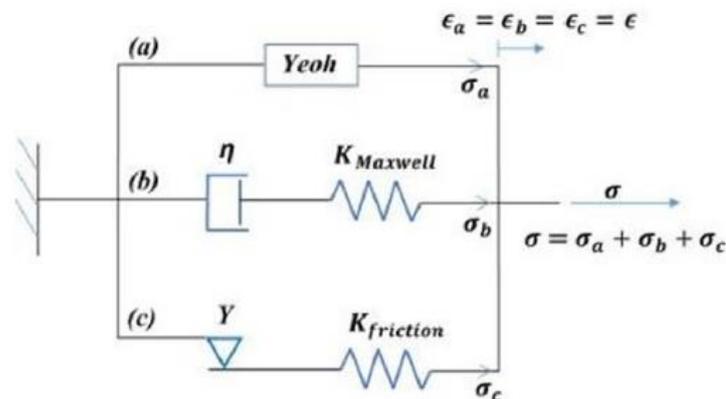


Figure 1.36. Représentation rhéologique du modèle proposé par Rubio-López et al. [93]

Les résultats du modèle montrent en générale une prédiction correcte des effets de la vitesse de déformation. Tous les matériaux ont subi un durcissement dû à l'augmentation de la vitesse de déformation sauf pour le coton/PLA où l'augmentation de la rigidité est sous-estimée. Ainsi, cette augmentation de la rigidité est un effet de la viscosité induite par des fibres végétales.

6.1.5 Approche de Trivauday et al. (2015)

Afin de modéliser le comportement en traction non linéaire des fibres élémentaires de chanvre, Trivauday et al. [94] ont développé différents modèles EF 3D viscoélastiques couplés à différentes lois constitutives qui reflètent les phénomènes physiques suivants : la déformation viscoélastique, la réorientation des microfibrilles de cellulose et la cristallisation des composants amorphes induite par la déformation de cisaillement. Les modèles éléments finis développés reposent sur différentes combinaisons de ces phénomènes physiques. L'objectif est d'étudier la contribution de chaque phénomène sur le comportement non linéaire de la fibre

végétale. Seule la paroi cellulosique S2 a été modélisée sous la forme d'un cylindre monocouche creux constitué d'un matériau orthotrope ayant une orientation hélicoïdale (correspondant à l'orientation des microfibrilles de cellulose) et un comportement viscoélastique anisotrope. Afin de reproduire correctement le comportement non linéaire de la fibre de chanvre, observé dans les travaux expérimentaux de Placet et al. [95], un angle microfibrillaire de 11° a été globalement utilisé dans les simulations numériques tandis qu'un angle microfibrillaire de 30° a été utilisé pour les zones des dislocations dans la fibre. Une loi d'évolution de l'angle microfibrillaire basée sur le tenseur gradient de déformation ainsi qu'une loi de cristallisation, induite par la déformation due au cisaillement, ont été implémentées dans le code Abaqus.

Hormis le modèle qui combine la viscoélasticité et la réorientation des microfibrilles, les autres modèles proposés simulent correctement la réponse mécanique non linéaire des fibres de chanvres donnée par les essais expérimentaux de Placet et al. [95]. Ces modèles montrent effectivement l'effet de la viscoélasticité associé aux différents degrés de non-linéarité sur la réponse mécanique des fibres élémentaires de chanvre (voir **figure 1.37**). Il est à noter que les deux courbes expérimentales sont issues de deux lots différents de fibres de chanvres, ce qui montre que l'activation des phénomènes décrits dans cette section est aussi impactée par la variabilité des propriétés des fibres végétales. Cette variabilité dépend des conditions de croissance et d'extraction des fibres comme expliqué dans la section 1.

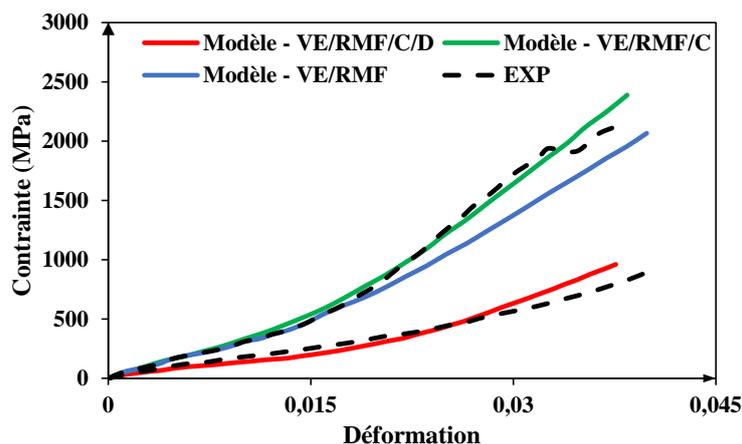


Figure 1.37. Comparaison des courbes contrainte/ déformation entre la modélisation et les données expérimentales et pour différentes hypothèses de modélisation : VE/ MFR (Viscoélastique et Réorientation des microfibrilles), VE/MFR/C (Viscoélastique, Réorientation des microfibrilles et la cristallisation induite par la déformation de cisaillement), VE/MFR/C/D (Viscoélastique, Réorientation des microfibrilles, Cristallisation induite par la déformation de cisaillement, et prise en compte des zones de dislocations) [94,95]

6.1.6 Approche de Sliseris et al. (2016)

Sliseris et al. [96] ont proposé un modèle à l'échelle microscopique pour simuler les propriétés mécaniques de deux types d'agrocomposites : des fibres courtes de lin avec une matrice polypropylène et des fibres de lin longues et tissées avec une matrice époxy.

Les matrices (époxy et polypropylène) ont été modélisées en utilisant le modèle plastique de Von Mises avec un écrouissage isotrope. La fibre a été modélisée par un comportement élastique linéaire et isotrope. Le développement du modèle constitutif de la fibre de lin prend en compte les différents défauts dans la fibre ainsi que le comportement fragile des interfaces dans les faisceaux des fibres.

Le modèle développé a permis de reproduire les principaux mécanismes d'endommagement constatés à la fois dans la fibre, dans la matrice et dans les zones cohésives.

6.1.7 Approche de Pantano et al. (2018)

Pantano et al. [97] ont travaillé sur des modèles éléments finis micromécaniques pour reproduire l'effet de l'ondulation des fibres de sisal sur le module de Young longitudinal de l'agrocomposite sisal/époxy. La forme ondulée des fibres de sisal a été approximée par des sinusoïdes et elle dépend uniquement du coefficient de l'élongation qui est le ratio entre l'amplitude « a » de la sinusoïde et sa longueur d'onde « l » (voir **figure 1.38**). Les fibres ont été modélisées par des paires de sinusoïdes rangées en opposition de phase (voir **figure 1.39**).

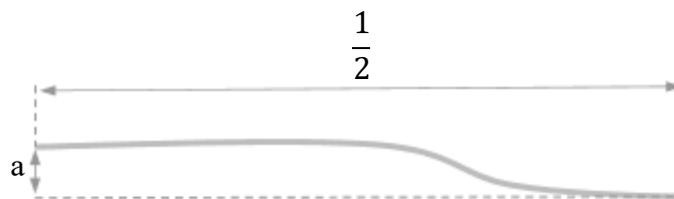


Figure 1.38. Modélisation 2D de la fibre de sisal ondulée [97]

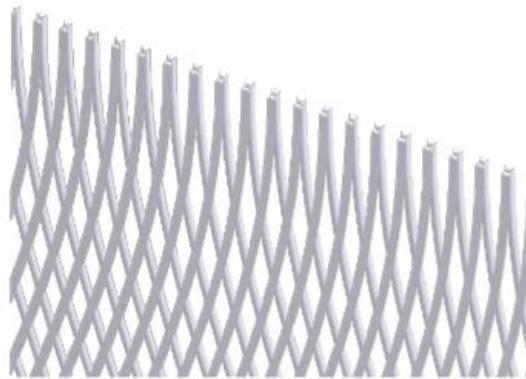


Figure 1.39. Modélisation 3D de la structure d'un renfort en fibres de sisal [97]

Dans les modèles micromécaniques, les fibres de sisal ainsi que la matrice d'époxy ont été modélisées par un comportement élastique linéaire et isotrope. Une adhésion parfaite a été considérée entre les fibres de sisal et la matrice époxy. Les simulations ont été effectuées en variant des paramètres clefs tels que la fraction volumique et la courbure moyenne des fibres végétales représentées par le coefficient de l'élongation. Les résultats numériques ont montré que le module de Young longitudinal des agrocomposites est relié à la fraction volumique des fibres végétales par une relation linéaire croissante. Les auteurs ont supposé que ce résultat est similaire à celui des fibres parfaitement rectilignes. De même, les résultats numériques ont montré aussi que dans le cas d'une fraction volumique des fibres de 20%, le module de Young longitudinal des agrocomposites décroît exponentiellement lorsque l'ondulation des fibres, traduite par le coefficient de l'élongation, augmente. En effet, les effets des ondulations des fibres sont négligeables autour de 2% lorsque le coefficient de l'élongation est inférieur à 0.05, alors qu'elles deviennent significantes (plus que 10%) lorsque le coefficient de l'élongation est supérieur à 0.125. Les résultats expérimentaux obtenus par des essais de traction sur des agrocomposites sisal/époxy fabriqués avec une fraction volumique de 20% des fibres végétales ondulées avec un coefficient d'élongation de 0.05 ont permis de confirmer les résultats numériques. Les données expérimentales ont montré que l'effet de l'ondulation des fibres végétales sur le module de Young des agrocomposites sisal/époxy ne dépasse pas les 2%.

6.1.8 Approche de Keryvin et al. (2015)

Keryvin et al. [98] ont utilisé le modèle rhéologique généralisé de Maxwell afin d'analyser la dépendance temporelle du comportement mécanique viscoélastique des fibres de lin. Le modèle rhéologique généralisé de Maxwell est constitué d'une association en parallèle d'une branche élastique pure et n branches de Maxwell avec un module élastique E_i et un temps de relaxation τ_i (voir **figure 1.40**).

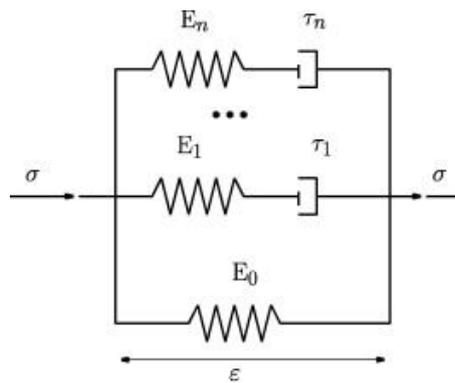


Figure 1.40. Modèle rhéologique de Maxwell généralisé [98]

Chaque ressort et chaque amortisseur correspondent respectivement à un comportement élastique linéaire et à un comportement visqueux linéaire. La contrainte totale dans le modèle est additive : Elle est égale à la somme de la contrainte dans chaque branche. La loi de comportement de ce modèle est décrite par l'équation (1.4) :

$$\sigma = E_0 \varepsilon + \sum_{i=0}^n E_i (\varepsilon - \alpha_i) \quad (1.4)$$

ε est la déformation totale et α_i est la déformation par fluage de chaque branche i .

Le taux de déformation propre à chaque α_i est présenté par l'équation (1.5) :

$$\dot{\alpha}_i = \frac{\varepsilon - \alpha_i}{\tau_i} \quad (1.5)$$

Le module élastique global est égal à la somme de tous les modules élastiques E_i (i de 0 à n).

Dans cette étude, le nombre de branches viscoélastiques a été fixé à 4 afin de prendre en compte les composantes principales de la fibre de lin : la cellulose cristalline, la cellulose amorphe, l'hémicellulose et la pectine.

Cette approche a permis de reproduire avec précision les contraintes mesurées lors des essais expérimentaux de traction-relaxation. En revanche, le module élastique en traction est

légèrement supérieur à celui des essais expérimentaux, ce qui peut-être dû, selon les auteurs, à un possible effet viscoélastique induit lors de l'essai de traction.

6.1.9 Approche de Kumar et al. (2018)

Dans cette étude, une approche analytique micromécanique a été adoptée pour simuler le comportement en traction des agrocomposites ortie/PLA ayant une orientation aléatoire des fibres [99]. La modélisation prend en compte l'orientation et la fraction volumique des fibres. La fibre d'ortie et la matrice ont été modélisées par un comportement élastique tout en considérant une adhésion parfaite entre les deux phases. L'équation (1.6) dénote la contrainte analytique dans l'agrocomposite :

$$\sigma_c(\varepsilon) = \sigma_f(\varepsilon) v_f \xi_f + \sigma_m(\varepsilon) v_m, \quad (1.6)$$

$\sigma_c(\varepsilon)$, $\sigma_f(\varepsilon)$ et $\sigma_m(\varepsilon)$ sont respectivement les contraintes dans l'agrocomposite, la fibre et la matrice. v_f et v_m sont respectivement les fractions volumiques des fibres et de la matrice dans l'agrocomposite. La grandeur ξ_f est appelée facteur d'orientation des fibres dans le composite. Ce terme prend en compte l'angle modal α qui suit l'orientation préférentielle des fibres dans le composite et l'intensité de l'orientation des fibres η dans la direction modale (Equation 1.7). Ces variables ont été déterminées par régression linéaire à partir de la densité de probabilité des orientations de fibres dans l'agrocomposite et pour les différentes fractions volumiques du renfort fibreux.

$$\xi_f = \frac{\eta}{2(\eta + 1)^2} \left[(2\eta + 1) \cos^4 \alpha + 6 \cos^2 \alpha \sin^2 \alpha + \frac{\eta + 2}{\eta} \sin^4 \alpha \right] \quad (1.7)$$

Ce modèle est une extension de la règle de mélange (Equation 1.8) appliquée aux composites où les fibres sont unidirectionnelles.

$$\sigma_c(\varepsilon) = \sigma_f(\varepsilon) v_f + \sigma_m(\varepsilon) v_m, \quad (1.8)$$

Les résultats du modèle analytique, en termes de contrainte dans le composite pour une déformation égale à 0.83 % (déformation à la rupture de la matrice), ont été comparés aux résultats expérimentaux des essais de traction de l'agrocomposite ortie/PLA à différentes fractions massiques des fibres. Une comparaison entre les données théoriques et celles de la règle de mélange a été réalisée. L'analyse de cette comparaison a montré que le modèle développé permet de prédire des résultats plus fiables que ceux donnés par la règle de mélange.

6.1.10 Approche de Sharan Gupta et al. (2021)

Sharan Gupta et al. [100] ont étudié numériquement l'effet de l'orientation des fibres végétales dans l'agrocomposité sur le comportement mécanique en traction, en flexion ainsi que la dureté. Les agrocomposites modélisés sont constitués d'une matrice époxy et de plusieurs fibres végétales telles que les fibres de bananier, chanvre, jute, kenaf et feuilles d'ananas. Ces agrocomposites ont une fraction volumique identique des fibres de 30 %. Les orientations considérées des fibres sont 0° , 22.5° , 45° , 67.5° et 90° . Le comportement mécanique de chaque agrocomposité a été modélisé par l'implémentation des propriétés élastiques ainsi que la résistance à la traction.

Les résultats numériques montrent que le type et l'orientation des fibres ont un impact sur la contrainte mécanique générée dans les agrocomposites : L'orientation 0° induit la contrainte en traction la plus faible pour tous les agrocomposites tandis que l'orientation 45° engendre la contrainte la plus significative. Les contraintes de flexions sont minimales pour tous les agrocomposites ayant une orientation de 90° . Pour la dureté, les agrocomposites ayant une orientation de 45° montrent les meilleurs résultats avec les valeurs de dureté les plus élevées. En revanche, les résultats de ce travail numérique n'ont pas été validés expérimentalement.

6.2 Modélisation du comportement thermique

6.2.1 Approche de Liu et al. (2011)

Liu et al. [101] ont réalisé une étude numérique pour évaluer la conductivité thermique transversale de la fibre de chanvre en fonction du diamètre du lumen et de la fraction volumique des fibres. L'approche théorique est basée sur la méthode de Hasselman–Johnson [102] tandis que l'approche numérique est établie par un modèle EF dans un volume élémentaire représentatif en 2D pour un composite à fibres de chanvre. Cette étude tient compte de la microstructure d'un faisceau de fibres de chanvre en présence du lumen (voir **figure 1.41**).

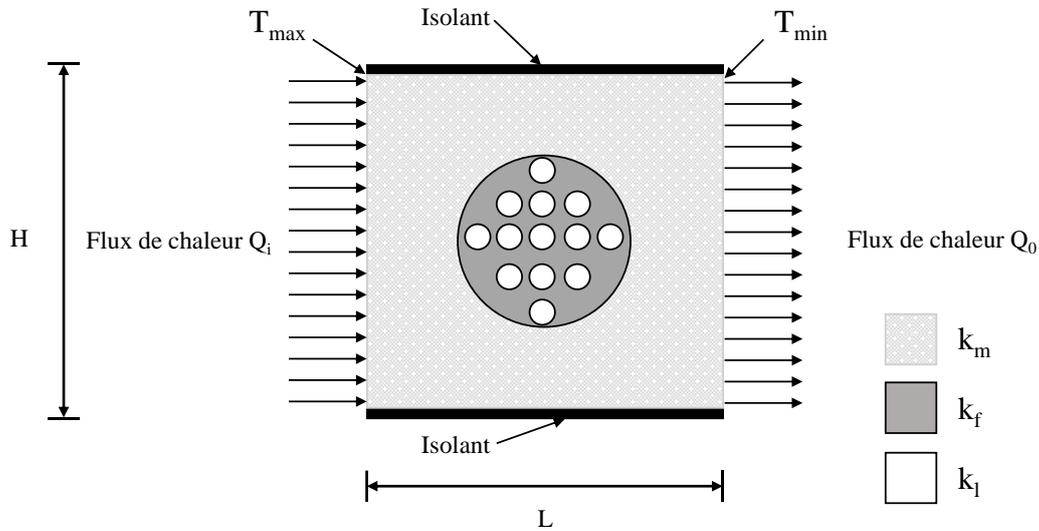


Figure 1.41. Modélisation EF d'un volume élémentaire représentatif avec 19 lumens [101]

La conductivité thermique effective du composite k_{eff} est calculée dans le modèle numérique en utilisant l'équation suivante :

$$k_{eff} = \frac{Q_i L}{(T_{max} - T_{min})H} = \frac{-Q_0}{(T_{max} - T_{min})} \quad (1.9)$$

H et L représentent les dimensions du volume élémentaire représentatif. T_{max} et T_{min} sont les températures maximale et minimale. Q_i et Q_0 sont respectivement les flux de chaleur entrant et sortant du volume élémentaire représentatif.

Les résultats ont montré que la conductivité thermique de la fibre de chanvre présente une dépendance à la fraction volumique des fibres ainsi que la fraction volumique du lumen dans le faisceau des fibres. En revanche, la conductivité thermique n'est pas sensible à la forme et à la distribution du lumen. Les résultats montrent aussi une bonne corrélation entre le modèle numérique et le modèle théorique de Hasselman–Johnson.

6.2.2 Approche de Guillou et al. (2018)

Guillou et al. [103] ont travaillé sur une modélisation multiéchelle pour prédire la conductivité thermique des composites à fibres de kenaf et résine époxy. Un modèle analytique à l'échelle des constituants de la fibre (cellulose, hémicellulose et lignine) a été conçu pour déterminer la conductivité thermique de la fibre élémentaire en utilisant des lois de mélange tandis qu'un modèle analytique à l'échelle de la structure agrocomposite a été développé en se basant sur les propriétés thermiques de la fibre et de la matrice pour déterminer celle de l'agrocomposite.

Pour vérifier la pertinence de ces approches analytiques, des expériences de validation ont été menées afin de mesurer les propriétés thermiques (diffusivité, conductivité, coefficient de dilatation thermique et la capacité thermique) dans une plage de température entre 30°C et 160°C. Les auteurs ont remarqué que le modèle multiéchelle donne des résultats différents de ceux mesurés expérimentalement à cause de l'anisotropie des fibres de kenaf.

Un modèle EF a été ensuite développé pour un volume élémentaire représentatif (fibre élémentaire enrobée dans une résine polymère) afin de déterminer la conductivité thermique effective dans le composite. Ce modèle prend en compte la distribution aléatoire des fibres ainsi que la porosité présente dans l'agrocomposite. Les résultats du modèle concordent avec les résultats des modèles analytiques et des résultats expérimentaux de la littérature [104,105].

6.2.3 Modèle de Cueff et al. (2018)

Cueff et al. [106] se sont intéressés à une modélisation thermomécanique pour prédire le comportement des panneaux hybrides en particules de bois et de lin dans le cas d'un incendie sur le solveur éléments finis Cast3m. Le modèle thermique est basé sur la loi de Fourier (Équation (1.10)) dans laquelle des sources d'énergie ont été ajoutées pour l'étude du transfert de la chaleur dans le matériau et pour prendre en compte les réactions de dégradation thermique induites par la chaleur (la vaporisation des molécules d'eau et la pyrolyse du bois).

$$\rho_s c_p \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla(\lambda_s \nabla T) + Q_w + Q_s \quad (1.10)$$

Q_w et Q_s sont respectivement les sources d'énergie liées à la vaporisation de l'eau et à la réaction de pyrolyse. ρ_s , c_p et λ_s sont la densité, la capacité thermique spécifique et la conductivité thermique du matériau cellulosique.

Une modélisation mécanique a été aussi menée par les auteurs pour prendre en compte l'évolution des propriétés mécaniques à haute température en fonction des réactions thermiques. Le comportement orthotrope du matériau est modélisé avec une évolution (généralement décroissante) des propriétés élastiques directement liée à la réaction de pyrolyse. Des essais de caractérisation thermique et mécanique ont été réalisés sur des panneaux de particules de lin. Des simulations thermiques et thermomécaniques ont été réalisées sur des panneaux de différentes tailles. La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux en termes de transfert thermique dans le côté non exposé du panneau a montré une bonne corrélation

tandis que la déformation thermomécanique hors plan donnée par le modèle numérique ne concorde pas avec les résultats expérimentaux.

6.3 Modélisation de l'interface

La littérature dispose de peu de travaux qui s'intéressent à la modélisation des interfaces dans un agrocomposite. Ce dernier se compose de deux interfaces différentes : des interfaces naturelles entre les fibres élémentaires formant la fibre technique et les interfaces entre les fibres végétales et la matrice polymère. Beakou et Charlet [107] ont développé un volume élémentaire représentatif de la fibre technique de lin qui permet d'étudier la résistance à la traction des faisceaux de fibres végétales tout en considérant le comportement mécanique de la lamelle moyenne au niveau des interfaces entre les fibres. Un modèle de zone cohésive bilinéaire a été adopté pour la description du comportement mécanique de la lamelle en utilisant un code de calcul par éléments finis. La fissure des interfaces a été modélisée avec deux critères : critère énergétique et critère de déplacement à la rupture.

La comparaison entre les résultats numériques et des valeurs expérimentales issues de [108] montrent une bonne cohérence et permettent la validation du modèle.

Ultérieurement, Khaldi et al. [109] ont développé un modèle micromécanique pour détecter l'initiation des microfissures dans la matrice et estimer la propagation des fissures dans un volume élémentaire représentatif défini par une fibre végétale de forme cylindrique de 10 μm de diamètre et entourée par une matrice époxy comme indiqué dans la **figure 1.42**.

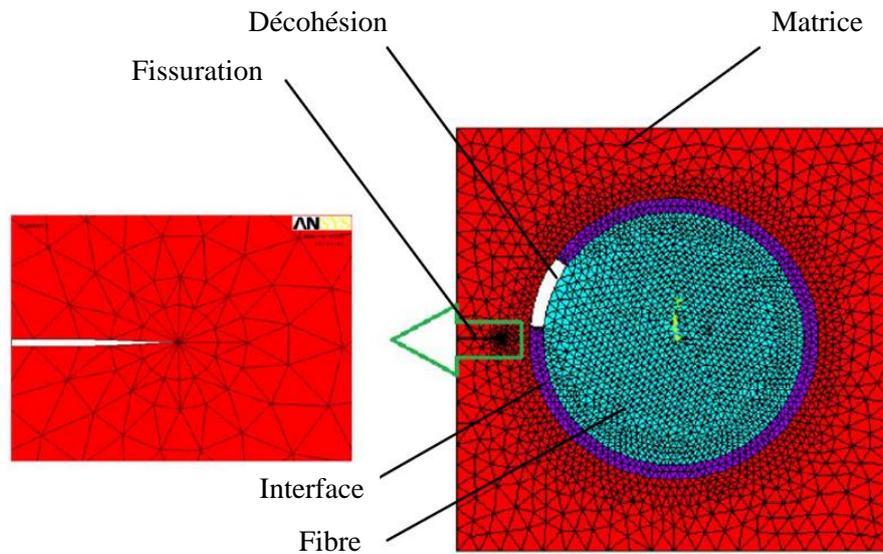


Figure 1.42. Modèle EF utilisé pour la simulation de la propagation de la fissure [109]

La matrice époxy ainsi que la fibre végétale sont modélisées respectivement par une loi de comportement viscoélastique et une loi de comportement élastique anisotrope. L'interface fibre/matrice est supposée parfaite. En revanche, une décohésion partielle au niveau de l'interface a été générée pour représenter les défauts interfaciaux dus à l'humidité. L'interface a été modélisée avec la technique des éléments cohésives compte tenu de sa faible épaisseur (1 μ m). Les auteurs ont utilisé une approche énergétique basée sur la mécanique de la rupture pour le calcul de l'évolution de la restitution d'énergie. Cette approche est mise en place par la méthode « Modified Virtual Crack Closure Technique » (MVCCT) dans le code Ansys. La MVCCT suppose qu'à proximité de la pointe de la fissure, la contrainte est presque uniforme et constante lorsque la fissure se propage avec un petit déplacement Δa (voir **figure 1.43**). Ainsi, pour une fissuration dans une géométrie 2D, la restitution d'énergie est définie telle que :

$$G_I = \frac{-1}{2\Delta a} R_Y \Delta v \quad (1.11)$$

$$G_{II} = \frac{-1}{2\Delta a} R_X \Delta u \quad (1.12)$$

G_I et G_{II} sont respectivement les taux de restitution d'énergie dans le mode I et II. Δu et Δv sont respectivement les déplacements entre les nœuds du haut et du bas de la face de fissure dans les coordonnées locales x et y. R_X et R_Y sont les forces de réaction au niveau du nœud de la pointe de la fissure comme indiqué dans la **figure 1.43**.

Les résultats numériques issus de cette modélisation ont montré que sous l'effet d'une sollicitation transversale à la direction de l'axe de la fibre, la fissure s'amorce dans la matrice et se propage dans la direction transversale à l'axe de la fibre. Les auteurs ont affirmé qu'une fissure à partir des bords de la matrice se propage plus facilement qu'une fissure interne dans la matrice.

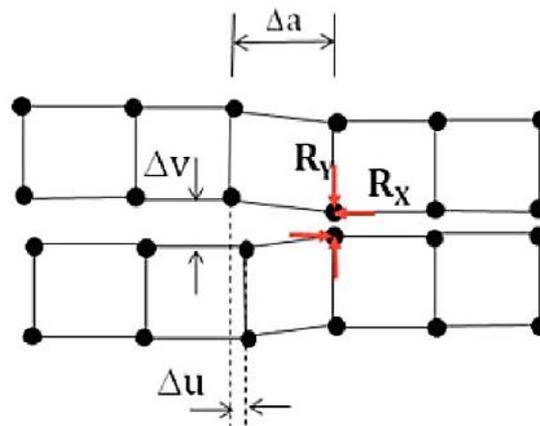


Figure 1.43. Paramètres de VCCT pour une géométrie de fissuration en 2D[110]

6.4 Modélisation de l'endommagement et de la rupture

6.4.1 Comparaison des critères de rupture par Koh et Madsen (2018)

Koh et Madsen [111] ont appliqué quatre critères de rupture (Tsai-Whu, Tsai hill, Hashin et Puck) pour modéliser l'endommagement d'un agrocomposite à fibres de lin multidirectionnelles. Les paramètres de ces critères ont été optimisés en utilisant un algorithme de minimisation à partir des résultats expérimentaux en compression et en traction. Les critères de Hashin et Puck reproduisent les données expérimentales avec une faible erreur. Le critère de Hashin a l'avantage de prendre en compte les quatre modes de rupture dans la fibre et la matrice alors que la théorie de Puck a l'avantage de générer une composante plastique d'endommagement après la phase de plastification.

6.4.2 Approche de Panamoottil et al. (2016)

Panamoottil et al. [112] ont appliqué une approche de modélisation des endommagements continus anisotropes dans un composite à fibres de lin unidirectionnelles dans une matrice de polypropylène sous chargement en traction quasi-statique. le modèle a été généré à partir de la

densité de fissuration dans le composite pour différentes sollicitations en se basant sur l'approche proposée par Voyiadjis et Venson [113]. Notons que ce modèle prend en compte différents facteurs de dégradation du composite dus aux différents modes de rupture.

La matrice et les fils de lin ont été respectivement modélisés avec des propriétés mécaniques isotrope et anisotrope. En plus du modèle d'endommagement continu anisotrope, un critère de rupture basé sur la résistance à la traction a été appliqué pour les éléments de la matrice.

Les résultats numériques montrent une bonne corrélation avec le comportement expérimental à la rupture lorsque le modèle d'endommagement est combiné avec le modèle géométrique explicite de la structure fibreuse de l'agrocomposite [114].

6.4.3 Approche de Keck et Fulland (2016)

Keck et Fulland [115] ont travaillé sur une modélisation 3D pour l'analyse de fatigue d'un agrocomposite lin/époxy afin d'évaluer le taux de propagation de fissure par fatigue en tenant compte de la fraction volumique des fibres ainsi que de leur orientation. Dans ce modèle, le matériau est supposé homogène et orthotrope. Un comportement élastique linéaire a été considéré dans cette étude.

La modélisation a été réalisée à l'aide d'un programme de simulation 3D (ADAPCRACK3D) en utilisant la méthode MVCCT décrite dans la section 6.3.

Les résultats numériques de ce modèle montrent que les taux de propagation des fissures présentent une dépendance à l'orientation des fibres. De plus, la valeur maximale de la ténacité apparaît lorsque le chargement est perpendiculaire à l'orientation de la fibre.

6.4.4 Approche de Vasconcellos et al. (2012)

Vasconcellos et al. [116] ont proposé un modèle EF pour évaluer l'adhésion entre un fil de fibres de chanvre imprégné dans une matrice époxy. Pour ce faire, deux types de contact ont été mis en place pour modéliser le comportement de l'interface fibre/matrice. La première approche consiste à supposer une adhésion parfaite entre la fibre et la matrice. La deuxième approche considère un contact avec frottement de type coulomb (avec différents coefficients de frottement) à l'interface. Le fil de chanvre a été considéré comme un matériau isotrope avec un comportement linéaire jusqu'à la rupture. La matrice a été modélisée par une loi de

comportement élastoplastique. Les résultats numériques montrent que le modèle avec prise en compte du frottement à l'interface est plus pertinent que celui avec une interface parfaite. Le coefficient de frottement le plus représentatif du comportement expérimental de fragmentation est égal à 0.7. La comparaison des contraintes principales équivalentes et des contraintes de cisaillement interfacial montre une bonne corrélation entre les valeurs numériques et expérimentales.

7 Modélisation du comportement hygro-mécanique des agrocomposites

Peu de travaux scientifiques [117–120] se sont intéressés à la modélisation de l'effet hygrométrique sur le comportement mécanique des agrocomposites. Le comportement hygro-élastique des composites à fibres végétales a été modélisé par la relation suivante :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}(M) \cdot (\varepsilon_{kl} - \varepsilon_{kl}^H) \quad (1.13)$$

Cette loi de comportement est une extension de la loi d'élasticité avec une prise en compte de la dilatation hygroscopique engendrée par le gonflement hygrométrique de la fibre végétale dans l'agrocomposite dû à la rétention des molécules d'eau dans ce matériau. $C_{ijkl}(M)$ désigne la matrice de rigidité et ses coefficients élastiques dépendent de la teneur en eau M dans le matériau. σ_{ij} et ε_{kl} représentent respectivement le tenseur de contraintes et le tenseur de déformations élastiques. ε_{kl}^H représente le tenseur de déformations hygrométriques qui s'écrit comme-suit :

$$\varepsilon_{kl}^H = \beta_{kl} \cdot M \quad (1.14)$$

Les composantes du tenseur de déformation hygrométriques sont non nulles seulement dans les directions principales. En effet, β_{kl} représente les coefficients de dilatations hygrométriques.

8 Usinage des agrocomposites

Les sections précédentes de ce chapitre ont montré que les propriétés des agrocomposites présentent des particularités en lien avec la structure cellulosique multiéchelle et complexe des fibres végétales. De plus, le comportement mécanique des agrocomposites est différent de celui des composites synthétiques à fibres de verre et il présente une forte dépendance à l'hygrométrie. Puisque les procédés d'usinage induisent des sollicitations thermomécaniques extrêmes au matériau à usiner, il est nécessaire d'analyser l'usinabilité des agrocomposites en fonction des paramètres du procédé ainsi que les paramètres externes liés à l'environnement tel que l'hygrométrie. Cette étape d'étude et de qualification reste indispensable pour mettre au point les procédés d'usinage au sein de la chaîne de production industrielle des agrocomposites.

Dans la littérature, les travaux traitant l'usinage des agrocomposites commençaient à voir le jour depuis une dizaine d'années. Le nombre des études sur l'usinage des agrocomposites reste faible par rapport aux études sur l'usinage des composites synthétiques de verre ou de carbone. Une majeure partie de ces travaux est basée sur des études statistiques considérant le procédé d'usinage comme une boîte noire dans laquelle on injecte des paramètres d'entrée et on récupère des paramètres de sortie. Les paramètres d'entrée sont reliés à la géométrie de l'outil (diamètre, forme des goujures, angle de pointe, angle de coupe, ...), la cinématique de l'outil (vitesse de coupe, vitesse d'avance) ainsi qu'à l'orientation et à la fraction volumique des fibres dans l'agrocomposité. Les paramètres de sortie considérés sont les efforts de coupe et de poussée, la rugosité des surfaces usinées, le facteur de délaminage et l'usure de l'outil de coupe. L'objectif est de déterminer le pourcentage de contribution de chaque facteur sur l'usinabilité via une analyse statistique de variance. Par ailleurs, peu de travaux s'intéressent à l'usinabilité des agrocomposites en lien avec la structure multiéchelle complexe des renforts fibreux végétaux. Cette section présente une synthèse des travaux expérimentaux et numériques de la littérature sur l'usinage des agrocomposites.

8.1 Analyse expérimentale de l'usinage des agrocomposites

Le perçage est le procédé d'usinage le plus abordé dans la littérature pour les agrocomposites [121–130]. Les travaux de la littérature traitant le perçage des agrocomposites conduisent aux conclusions suivantes :

- Les résultats de l'analyse de variance ont montré que l'avance de l'outil est le paramètre qui contribue généralement le plus à l'évolution du facteur de délaminage, suivi par le diamètre du foret et ensuite la vitesse de coupe [121,128]. Des modèles mathématiques ont été développés pour prédire le facteur de délaminage, les efforts de coupe et l'usure de l'outil. Ces modèles sont des régressions linéaires ayant comme variables les paramètres de coupe.
- Les efforts de coupe s'élèvent avec l'augmentation de l'avance de l'outil et de son diamètre. Ces efforts diminuent légèrement en augmentant la vitesse de rotation de l'outil [121,125,128].
- Pour trois agrocomposites à trois différents types de fibres (bananier, roselle et sisal), le taux de délaminage augmente avec l'augmentation de l'avance de l'outil et de sa vitesse de rotation [121,128] alors qu'il diminue avec l'élévation du diamètre de l'outil dans le cas des agrocomposites renforcés par des fibres de bananier et de roselle [121]. Le contraire a été constaté lors des essais de perçage sur l'agrocomposite renforcé par des fibres de sisal [121].
- Une étude de perçage réalisée sur l'agrocomposite bananier/polyester [124] avec différents paramètres de coupe a dévoilé l'effet de l'angle de la pointe de l'outil de coupe et de sa vitesse d'avance sur l'effort de poussée et sur le taux de délaminage. En effet, l'effort de poussée devient plus significatif avec l'augmentation de l'angle de la pointe de l'outil et de son avance. Quant au taux de délaminage, celui-ci diminue avec l'accroissement de l'angle de la pointe de l'outil et augmente avec l'élévation de l'avance. Les résultats de l'analyse de variance ont montré que l'avance de l'outil présente la plus large contribution à l'évolution du taux de délaminage et de l'effort de poussée, suivie de l'angle de la pointe du foret et puis sa vitesse de rotation.
- La vitesse de rotation du foret a une faible influence sur les paramètres de sortie en termes d'effort de coupe et de facteur de délaminage [126,129]. En effet, l'augmentation de la

vitesse de rotation du foret à fortes vitesses d'avance aboutit à une légère baisse des paramètres de sortie.

- L'usure de l'outil diminue avec l'augmentation de son avance. En revanche, elle augmente avec l'accroissement du diamètre et de la vitesse de rotation de l'outil [123,125].
- Un traitement alcalin à base de soude (NaOH) d'un agrocomposite en fibres de noix de coco et résine polyester permet de diminuer le couple de perçage et l'usure du foret [122,127]. Cela peut être expliqué par l'amélioration de la compatibilité entre les fibres de noix de coco et la résine polyester. En effet, le traitement alcalin renforce les propriétés mécaniques du matériau [122,127]. Ce constat est en accord avec les travaux de perçage du composite en fibres d'agave et résine époxy [130].
- Une étude d'usinage par perçage effectué sur des éprouvettes sisal/polypropylène a été menée avec deux formes différentes de forets : hélicoïdal et en trépan [126]. Cette étude a montré que la forme du foret affecte les efforts de coupe. En effet, l'effort de poussée est plus faible lorsque l'éprouvette est usinée avec le foret en trépan tandis que le couple de perçage le moins important est généré par le foret hélicoïdal standard. Cette différence a été expliquée par les mécanismes de coupe spécifiques à l'interaction outil/matière générée par chaque foret [126].
- Une étude de perçage sur des agrocomposites à fibres de lin bidirectionnelles et une matrice polypropylène (PP) montre que l'application d'un revêtement au foret endommage l'usinabilité de l'agrocomposite en augmentant l'énergie spécifique de coupe [131]. La hausse de la vitesse de coupe augmente l'énergie spécifique de coupe tandis que l'augmentation de la vitesse d'avance diminue l'énergie de coupe et réduit l'effet de la vitesse de coupe. Ce comportement énergétique est visible aussi sur les surfaces usinées puisque les observations microscopiques montrent que les configurations de coupe avec une énergie spécifique élevée génèrent des surfaces avec un taux très important d'extrémités non coupées des fibres de lin. La minimisation de l'énergie spécifique de coupe est accompagnée par une réduction de ce taux des fibres non coupées. Ce comportement est lié à l'augmentation du rayon d'acuité des arêtes de coupe du foret à cause du rajout d'un revêtement, ce qui favorise la déformation des fibres avant leur cisaillement lors de l'interaction outil/matière.

Le fraisage a été aussi bien étudié que le perçage pour les agrocomposites [132–139]. Les travaux sur ce procédé conduisent aux conclusions majeures suivantes :

- Les résultats de l'analyse de variance ont montré que la vitesse de rotation de la fraise et la profondeur de passe sont les variables les plus influentes sur l'effort de poussée. En revanche, l'avance et la profondeur de passe sont les paramètres qui contrôlent la variation du couple de fraisage. En effet, l'augmentation de la vitesse de rotation de la fraise réduit l'effort de poussée et le couple de fraisage, tandis que la hausse de la vitesse d'avance et/ou la profondeur de passe augmente l'effort de poussée et le couple de fraisage [132].
- Les vitesses de rotation et d'avance de la fraise sont les paramètres les plus influents sur la rugosité des surfaces usinées. Une vitesse de rotation élevée, combinée à une faible vitesse d'avance, induit une faible rugosité de surface [134,139].
- L'usinabilité des agrocomposites est très sensible à l'acuité d'arrête de la fraise. En effet, une fraise avec des arrêtes en diamant polycristallin (PCD) offre une meilleure usinabilité que celle générée par une fraise revêtue en diamant par dépôt chimique en phase vapeur (CVD) [135]. Ceci est dû au fait que le diamant PCD génère un faible rayon d'acuité de l'arrête de coupe qu'un diamant déposé en tant que revêtement. Ce constat est confirmé dans une autre étude avec l'utilisation de plusieurs revêtements de fraises à épaisseurs différentes [136]. La fraise sans revêtement (rayon d'acuité le plus faible) génère le meilleur cisaillement des fibres lors de la coupe, tandis que la fraise avec un revêtement à épaisseur élevée (rayon d'acuité plus important) induit des défauts dans la surface usinée avec des extrémités non coupées des fibres végétales.
- L'effet de l'orientation des fibres sur la rugosité des surfaces usinées des agrocomposites lin/époxy a été mis en évidence par des mesures topographiques. Les échantillons avec une orientation des fibres à 0° par rapport à la direction d'avance possèdent une rugosité moins élevée que celle générée avec les autres orientations [135].
- L'avance de la fraise influence fortement l'usinabilité de l'agrocomposite en termes de rugosité de surface et d'effort de coupe. En revanche, la vitesse de rotation présente un effet négligeable sur ces deux paramètres [135].
- L'effet du type de fibre végétale a été aussi analysé dans la littérature [133,138]. Les études montrent que les composites avec les fibres végétales les plus rigides génèrent le meilleur

état de surface usinée grâce à un cisaillement efficace des fibres et moins de zones de décohésion entre les fibres et la matrice.

- L'effet de l'angle d'hélice de la fraise sur l'usinabilité des agrocomposites a été aussi étudié dans la littérature [137]. L'augmentation de l'angle d'hélice augmente la rugosité des surfaces usinées par la présence de fibres non coupées. Une fraise avec des goujures droites (angle d'hélice nul) génère les efforts les plus élevés dans le sens de l'avance de la fraise et permet de réduire la rugosité des surfaces usinées.

Toutes ces études montrent que l'usinabilité des agrocomposites est très compliquée à étudier et analyser à cause de la structure cellulosique complexe des fibres végétales qui rend ces matériaux très sensibles à des faibles variations des paramètres du matériau ou du procédé tels que la rigidité de la fibre, l'avance de l'outil, l'acuité d'arête et l'angle d'hélice.

L'analyse de l'usinabilité des agrocomposites devient encore plus complexe avec la prise en compte de la structure hétérogène et multiéchelle du renfort fibreux végétal. L'effet des paramètres du matériau ou du procédé sur l'usinage des agrocomposites est en effet dépendant de l'échelle d'analyse à travers laquelle la qualification de l'usinabilité est effectuée. Par conséquent, la caractérisation des surfaces usinées est très difficile avec les méthodes standards normalisées à cause des échelles d'analyse imposées par ces normes. Des études expérimentales ont montré que l'échelle d'analyse a un effet considérable sur la réponse topographique de la surface usinée des agrocomposites. Ainsi, une échelle pertinente qui correspond à la taille de la structure du renforcement fibreux (diamètre du faisceau de fibres, diamètre de la fibre technique ou diamètre du fil de fibres) permet de mieux discriminer l'effet des paramètres du matériau ou du procédé sur l'usinage des agrocomposites.

De ce fait, une nouvelle approche multiéchelle pour l'analyse de l'usinage des matériaux agrocomposites a été proposée [22]. La **figure 1.44** montre que pour pouvoir analyser l'usinabilité d'un matériau agrocomposite, il faut tout d'abord caractériser la structure fibreuse végétale présente dans le matériau composite et déterminer la taille de cette structure. Une fois la taille de la structure fibreuse déterminée, la taille de l'image topographique (sur laquelle les mesures seront réalisées) doit correspondre à la taille de la structure fibreuse. Avec cette méthode, les mesures topographiques seront représentatives des effets engendrés par les

paramètres étudiés car les grandes variabilités des mesures générées en dehors de l'échelle pertinente seront éliminées.

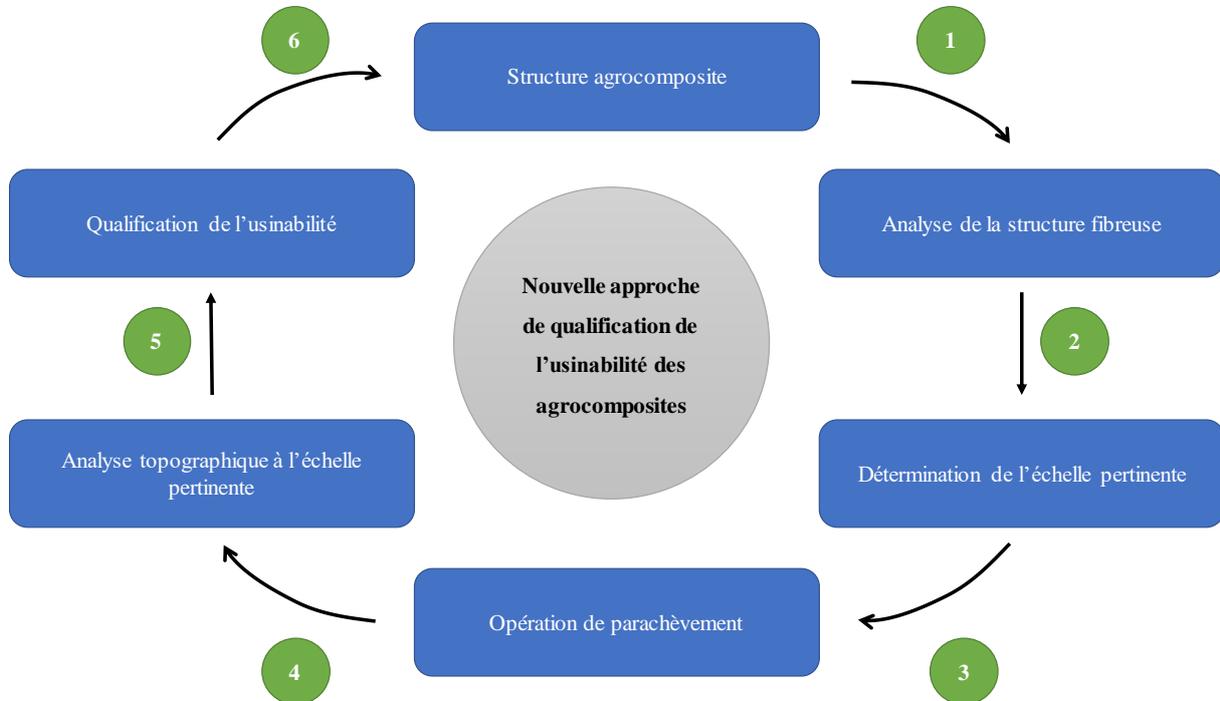


Figure 1.44. Approche multiéchelle pour l'analyse de l'usinabilité des agrocomposites [22]

8.2 Analyse numérique de l'usinage des agrocomposites

Contrairement aux composites à fibres synthétiques de verre ou de carbone, la modélisation numérique de l'usinage des agrocomposites n'est toujours pas traitée pertinemment dans la littérature. Les travaux de modélisation numérique des agrocomposites synthétisés dans la section 6 de ce chapitre concernent majoritairement le comportement dans la zone élastique avec des sollicitations quasi-statiques, ce qui ne correspond pas aux sollicitations extrêmes induites par les procédés d'usinage. On retrouve à l'heure actuelle deux travaux dans la littérature pour modéliser numériquement l'usinage des matériaux agrocomposites avec deux approches différentes de modélisation.

Une approche de modélisation par éléments finis à l'échelle macroscopique a été proposée pour simuler le perçage des agrocomposites lin/PLA [140]. L'agrocomposite utilisé dans cette étude a été modélisé en utilisant l'approche rhéologique proposée dans [93] décrite précédemment dans la section 6.1.4. Ce modèle constitutif a été choisi car il prend en compte le comportement plastique ainsi que les effets visqueux de l'agrocomposite. La limite d'élasticité ainsi que les

contraintes et les déformations plastiques ont été établies en fonction de la vitesse de déformation. La rupture de l'agrocomposite a lieu lorsqu'une des déformations dans les trois directions principales atteignent une valeur critique correspondante à la déformation à la rupture du matériau. Cette dernière est définie en fonction de la vitesse de déformation dans le matériau. Le modèle ainsi développé vise à prédire comme données de sortie les efforts d'avance ainsi que le facteur de délaminage à l'entrée et à la sortie du trou usiné dans l'agrocomposite. Une étude paramétrique avec cette approche macromécanique de modélisation a permis d'aboutir à des résultats similaires à ceux présentés dans la section 8.1. Les simulations numériques ont été validées par des essais expérimentaux de perçage. La comparaison entre les données numériques et expérimentales en termes d'effort d'avance et du facteur de délaminage (à l'entrée et la sortie du trou usiné) a montré une bonne concordance.

Une approche micromécanique de modélisation par éléments finis a été proposée dans [141] afin de simuler à l'aide d'un modèle tri-phasique le comportement des fibres végétales, de la matrice polymère et des interfaces lors d'un procédé d'enlèvement de matière par coupe orthogonale d'un agrocomposite lin/polypropylène. Contrairement aux fibres synthétiques de verre ou de carbone, la fibre de lin a été modélisée en considérant la non-linéarité de son comportement mécanique anisotrope ainsi que son endommagement ductile induit par son comportement élasto-viscoplastique décrit précédemment dans la section 4.1. La matrice polypropylène a été modélisée à son tour par un comportement élasto-plastique isotrope à endommagement ductile. Les interfaces ont été modélisées par la technologie des éléments cohésives dans le code de calcul ABAQUS/Explicit. La simulation numérique via cette approche micromécanique a permis de reproduire le comportement de coupe des fibres de lin au sein d'un agrocomposite avec prise en compte des principaux phénomènes tels que la déformation transverse, l'arrachement des fibres et la rupture des interfaces. En ce qui concerne les efforts d'usinage, la comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux a montré que le modèle micromécanique permet de prédire correctement les efforts de coupe expérimentaux. En revanche, les efforts de poussée numériques présentent un écart significatif avec les données expérimentales. Dans le cas de l'usinage des composites synthétiques, cet écart est expliqué par le retour élastique des fibres qui n'est pas pris en compte dans la modélisation numérique.

9 Conclusion

Le travail bibliographique mené dans ce chapitre a permis de montrer que l'usinabilité des agrocomposites est un sujet très complexe et peu abordé dans la littérature. La complexité est liée à la structure cellulosique multiéchelle du renfort fibreux qui génère un comportement spécifique de l'agrocomposité lors de la coupe. Ce comportement de coupe est encore mal maîtrisé puisqu'il est très sensible à la variation des paramètres du matériau et du procédé.

Ce chapitre révèle également que, contrairement aux composites conventionnels à fibres synthétiques, les agrocomposites sont fortement affectés par les conditions hygrométriques. Les fibres végétales sont à l'origine de cette sensibilité hygrométrique à cause de leur caractère hydrophile qui leur permet d'absorber les molécules d'eau à partir d'un environnement humide. L'absorption d'eau dans les agrocomposites affecte significativement leurs propriétés mécaniques. L'effet hygrométrique sur les propriétés mécaniques des agrocomposites peut être qualifié de multiéchelle puisque la littérature montre des comportements hygro-mécaniques différents entre l'échelle de la fibre élémentaire seule et l'échelle globale de la structure agrocomposité. Pour ces raisons, l'étude de l'usinabilité des agrocomposites doit nécessairement prendre en compte l'effet hygrométrique afin de mieux appréhender et comprendre les mécanismes physiques mis en jeu lors de la coupe des agrocomposites.

Le développement d'un outil numérique capable de prédire la coupe des agrocomposites est indispensable pour optimiser la qualification industrielle de l'usinabilité de ces matériaux. L'état de l'art dans ce chapitre montre que la grande majorité des travaux de modélisation numérique s'intéressent au comportement mécanique des agrocomposites avec des sollicitations quasi-statiques, ce qui n'est pas compatible avec les fortes sollicitations dynamiques générées en usinage. En outre, le peu de travaux traitant la modélisation numérique de l'usinage des agrocomposites ne considère pas l'effet hygrométrique dans les lois de comportement, ce qui peut-être problématique pour assurer une prédiction réaliste du modèle en fonction des conditions hygrométriques de coupe. De plus, le problème de prédiction des efforts de poussée, bien connu en usinage des composites à fibres synthétiques, demeure présent dans la modélisation de l'usinage des agrocomposites.

Le présent travail de thèse sera alors dédié à l'étude de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites par approches expérimentale et numérique.

Chapitre 2. Protocoles expérimentaux

1 Introduction

Le chapitre 1 a montré une forte sensibilité des matériaux agrocomposites à l'humidité. Ce facteur environnemental doit être pris en compte durant l'analyse expérimentale de l'usinage des agrocomposites pour mieux comprendre et maîtriser le comportement de coupe des fibres végétales au sein de la structure composite.

Afin d'étudier l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites, ce chapitre présente une description détaillée des moyens et des méthodes utilisés pour conduire l'approche expérimentale de ce travail de thèse. Le dispositif expérimental utilisé lors des essais d'usinage ainsi que les moyens de conditionnement hygrométrique, de caractérisation et de post-traitement seront exposés.

Ainsi, ce chapitre présente dans un premier temps le matériau agrocomposite considéré dans ce travail de thèse et qui consiste en un composite à fibres de lin longues et unidirectionnelles enrobées dans une matrice polymère biosourcée d'acide poly-lactique (PLA).

La section suivante sera consacrée à une description du dispositif instrumenté de coupe orthogonale utilisé pour réaliser les essais d'usinage des agrocomposites sous conditionnement hygrométrique. L'intérêt de choisir un tel procédé en lien avec l'objectif de l'étude expérimentale sera discuté dans cette section.

Le chapitre se poursuit par une description des techniques et des dispositifs pour réaliser le conditionnement hygrométrique. Finalement, les moyens expérimentaux pour la caractérisation des surfaces usinées seront présentés en décrivant les paramétrages considérés pour une analyse pertinente de l'usinabilité des agrocomposites.

2 Matériau agrocomposite lin/PLA

L'étude bibliographique du chapitre 1 a montré que les fibres de lin présentent les performances mécaniques les plus prometteuses par rapport aux autres types de fibres végétales dans le domaine des matériaux composites. C'est ainsi qu'un agrocomposite à fibres de lin unidirectionnelles, non tissées et continues a été choisi pour les études expérimentales avec une matrice polymère thermoplastique biosourcée d'acide poly-lactique (PLA). D'une part, le choix d'une matrice polymère thermoplastique est motivée par le fait que ces dernières sont recyclables grâce à leur transformation thermique réversible lors du moulage, ce qui permet au matériau agrocomposite de conserver cet avantage de recyclable. D'autre part, l'utilisation d'une matrice polymère biosourcée au lieu d'une matrice synthétique a des intérêts écologiques notamment la facilité de la gestion des produits en fin de vie par compostage. Les échantillons d'agrocomposites lin/PLA ont été fabriqués et fournis par la société « Kairos Biocomposites - France » sous forme de plaques de dimensions $300 \times 300 \times 3.5 \text{ mm}^3$. Ces plaques ont été élaborées par un empilement de dix couches de fibres de lin unidirectionnelles (110 g/m^2) intercalées dans onze couches de film de PLA (285 g/m^2). Le moulage a été réalisé par thermocompression à 200°C pendant 5 min et sous une pression de 5 bars. Ensuite, les plaques moulées ont été refroidies de 200°C à 25°C en 5 min et sous une pression de 7 bars. Les échantillons nécessaires aux essais de coupe ont été obtenu en découpant les plaques fournies en petits échantillons rectangulaires de dimensions $30 \times 20 \text{ mm}^2$ comme le montre la **figure 2.1**. La fraction volumique des fibres de lin dans l'agrocomposite est de 23.7%. Cette fraction volumique a été déterminée à travers l'équation (2.1) [64] et dans laquelle m_c et m_f représentent respectivement la masse de l'agrocomposite et la nappe des fibres de lin, tandis que $\rho_f = 1.4 \text{ /cm}^3$ et $\rho_m = 1.24 \text{ g/cm}^3$ représentent respectivement la masse volumique des fibres de lin et de la matrice PLA [142].

$$V_f = \frac{1}{1 + \left(\frac{m_c - m_f}{m_f}\right) \left(\frac{\rho_f}{\rho_m}\right)} \quad (2.1)$$

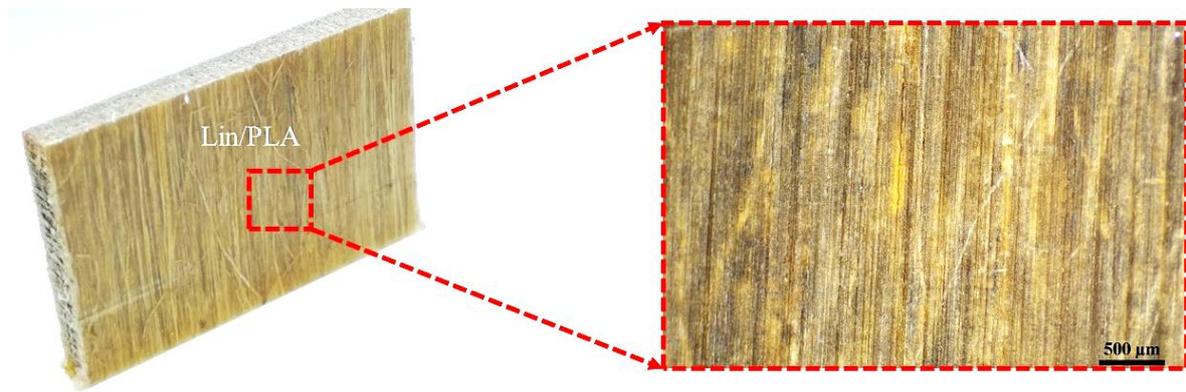


Figure 2.1. Échantillon d'agrocomposite lin/PLA utilisé lors des essais expérimentaux d'usinage

3 Dispositif expérimental de coupe orthogonale

La configuration de coupe orthogonale est un cas particulier d'une géométrie de coupe. Elle est respectée si la matière est usinée par une seule arête rectiligne et perpendiculaire à la direction donnée par la vitesse de coupe et la vitesse d'avance de l'outil. Les conditions de coupe se résument à la vitesse de coupe (V_c) et à la profondeur de passe (a_p) comme illustré dans la **figure 2.2**. Lorsque l'épaisseur du copeau est faible devant sa largeur, la coupe orthogonale permet de se rapporter à un problème bidimensionnel. En effet, à l'exception des effets de bords, tous les phénomènes mis en jeu dans les plans perpendiculaires à l'arête de coupe sont identiques.

La coupe orthogonale a été choisie dans ce travail de thèse car elle fait intervenir des phénomènes physiques de base durant une opération de coupe des composites à matrice polymère, typiquement le délaminage, la fissuration sub-surfacique, la décohésion aux interfaces fibre/fibre et fibre/matrice et aussi le frottement dû au contact outil/matière [1]. Cette configuration élémentaire de coupe est largement utilisée par les scientifiques parce qu'elle permet de dissocier les mécanismes élémentaires en usinage (comme la formation de copeau) et de simplifier l'analyse pour une éventuelle modélisation analytique ou numérique de ces mécanismes.

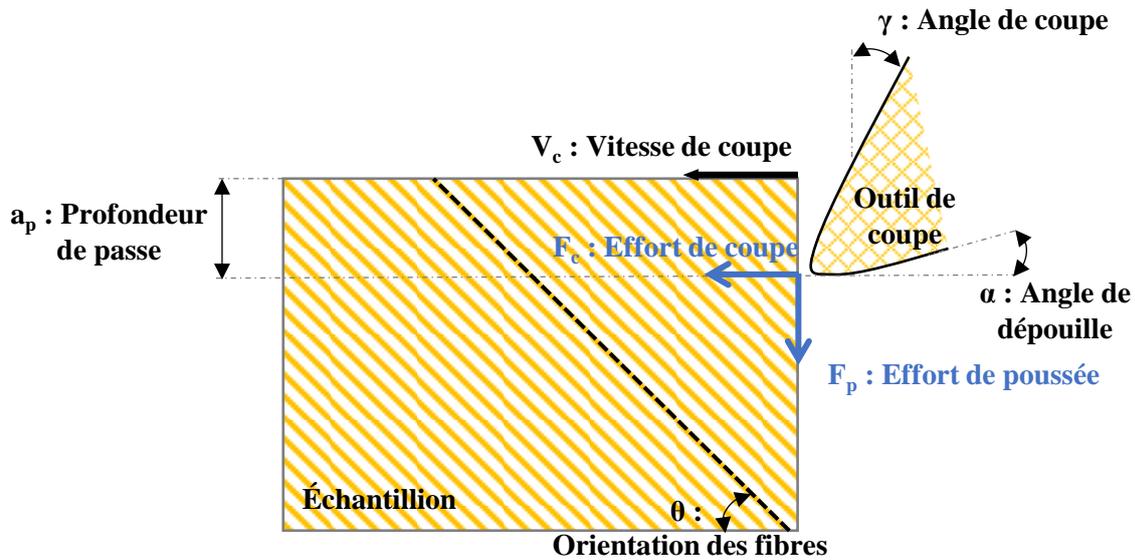


Figure 2.2. Illustration d'une configuration de coupe orthogonale

La **figure 2.3** présente le dispositif expérimental pour la réalisation des essais de coupe orthogonale. Ces derniers ont été effectués avec un étau-limeur instrumenté (Modèle GSP- EL 136) avec une course maximale de 650 de mm, une vitesse maximale de 100 m/min et une puissance maximale de 5222W. Comme le montre la **figure 2.3**, l'action de l'outil de coupe est entraînée par un coulisseau appelé "bélier" dont le mouvement est rectiligne. Le positionnement de la pièce dans le plan horizontal est assuré par une table coulissante dont le réglage vertical est contrôlé par l'intermédiaire d'un chariot afin de définir la profondeur de passe lors des essais de coupe.

L'instrumentation se compose d'un système pour l'acquisition des efforts d'usinage et de la morphologie des copeaux. L'acquisition des efforts est effectuée par un dynamomètre piézoélectrique (Kistler - 9255B) qui enregistre des signaux résultants de l'interaction outil/matière lors de l'opération de coupe. Le capteur piézoélectrique est connecté à un amplificateur de charge (modèle 5019-B131) qui transfère le signal amplifié vers un programme informatique d'acquisition piloté par le logiciel Labview qui enregistre à une vitesse de balayage de 2000 points par seconde. Le signal électrique est ainsi converti en signal d'effort mécanique en Newton. Les efforts expérimentaux d'usinage ont été obtenus en effectuant une moyenne arithmétique sur le seuil résultant de chaque signal mesuré. Deux types d'efforts d'usinage ont été étudiés comme le montre la **figure 2.2** : les efforts de coupe (F_c) et les efforts de poussée (F_p).

L'outil de coupe utilisé lors des essais expérimentaux est sous forme de plaquettes de coupe en carbure non revêtues et fournies par « Sandvik Coromant » avec la référence suivante : TCGX 16 T3 04 - AL H10. Les plaquettes en carbure ont été considérées pour leur résistance à l'abrasion et pour leur capacité à supporter des températures élevées par rapport à des plaquettes de coupe en acier rapide. De plus, le choix des plaquettes non revêtues a été adopté afin de réduire le rayon des arêtes de coupe et augmenter ainsi leur acuité. En effet, il a été démontré que le fait d'augmenter de quelques micromètres le rayon d'acuité des arêtes de coupe par l'ajout d'un revêtement participe fortement à la dégradation de la qualité des surfaces usinées [45,131,136]. La plaquette de coupe est composée de trois arrêtes utiles. Chaque arrête de coupe possède un angle de coupe de 20° et un angle de dépouille de 7° .

L'acquisition de la morphologie des copeaux est réalisée à l'aide d'une caméra rapide (modèle PHOTRON – SA5) qui permet de filmer l'opération de coupe avec une fréquence allant jusqu'à 20000 images par seconde. Ceci permet d'identifier en détail le scénario de la formation du copeau en fonction de chaque condition de coupe.

Les essais expérimentaux de coupe orthogonale ont été réalisés sans lubrification. Afin de vérifier la répétabilité des résultats expérimentaux, chaque configuration de coupe a été répétée trois fois dans les mêmes conditions en changeant l'arête de coupe pour éviter l'influence d'une éventuelle usure prématurée de l'outil sur les résultats.

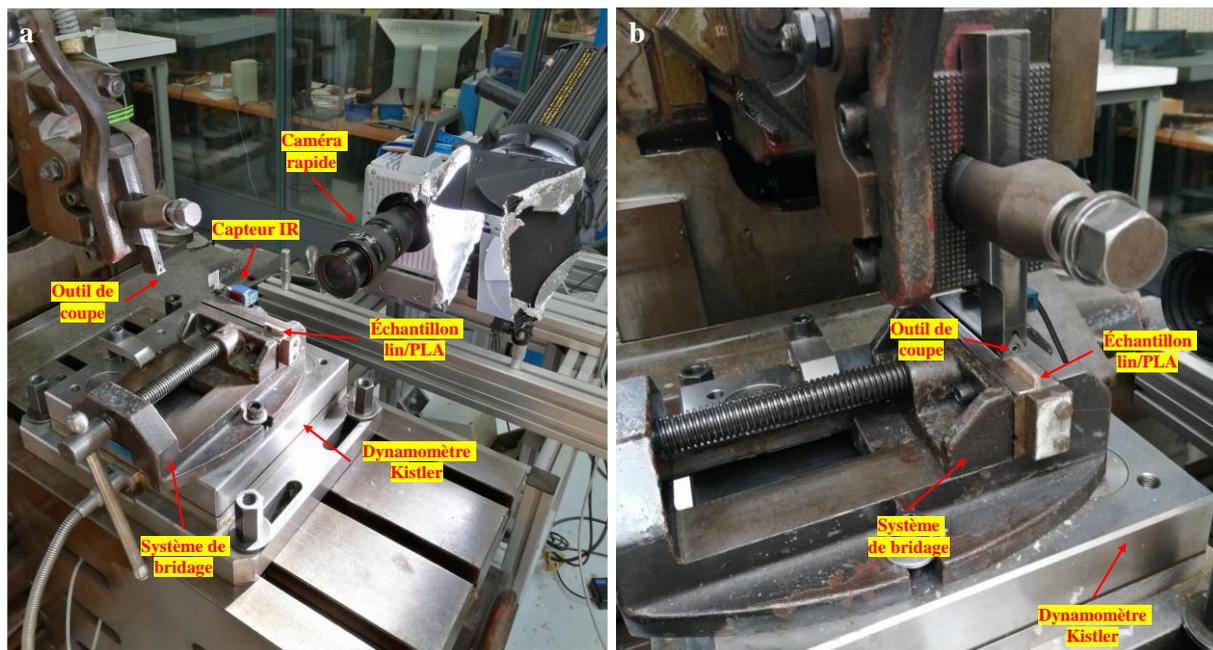


Figure 2.3. Dispositif expérimental utilisé pour les essais de coupe orthogonale des échantillons Lin/PLA

4 Conditions de coupe

4.1 Orientation des fibres

L'orientation des fibres influence significativement l'usinabilité des composites en général et plus particulièrement celle des agrocomposites à cause de la forte flexibilité transverse des fibres végétales [44]. Afin d'étudier l'influence de l'orientation des fibres sur l'usinabilité des agrocomposites lin/PLA, plusieurs orientations des fibres de lin (θ dans la **figure 2.2**) ont été considérées de 0° à 90° . Les orientations des fibres au-delà de 90° n'ont pas été considérées car elles provoquent une détérioration de la qualité de l'état de surface des agrocomposites usinés telle que l'arrachement des fibres et le délaminage [143].

4.2 Conditionnement hygrométrique

Le conditionnement hygrométrique a été réalisé dans ce travail de thèse par immersion totale des échantillons lin/PLA dans l'eau et pour des durées allant de 1 à 150 jours à une température ambiante de 25°C . Cette technique a été choisie pour accélérer le processus de diffusion de l'eau dans les échantillons puisqu'il s'agit de la condition hygrométrique la plus sévère. Pour déterminer la teneur en eau dans les échantillons, des mesures gravimétriques ont été effectuées avant et après l'immersion dans l'eau avec une balance électronique (modèle METTLER TOLEDO XS204) ayant une précision de 10^{-4} gramme. Pour chaque durée d'immersion considérée, trois mesures gravimétriques ont été réalisées sur trois échantillons afin de garantir la répétabilité des résultats.

Ainsi, le gain de masse hygrométrique $M_t(\%)$ est calculé selon l'équation (2.2) [71] :

$$M_t(\%) = \frac{W_t - W_0}{W_0} \times 100 \quad (2.2)$$

Où W_0 et W_t désignent respectivement la masse de l'échantillon avant et après immersion dans l'eau.

5 Moyens de caractérisation

5.1 Observations microscopiques

Les observations microscopiques des surfaces usinées des agrocomposites demeurent une analyse indispensable pour apporter une bonne compréhension des mécanismes élémentaires de coupe à l'échelle de la structure fibreuse végétale et mettre ainsi en évidence la qualité du cisaillement des fibres, la qualité des interfaces fibre-fibre et fibre-matrice ainsi que l'état surfacique de la matrice.

Les observations microscopiques des surfaces usinées ont été réalisées avec un microscope électronique à balayage (MEB) (modèle JOEL JSM-5510 LV) lors des analyses expérimentales menées dans la thèse (voir **figure 2.4**). Ce dispositif possède un filament de tungstène qui émet des électrons accélérés sous une tension entre 0.5 et 30 kV et permet de choisir entre deux modes de fonctionnement en fonction de la nature du matériau étudié : le premier mode est appelé vide poussé (HV pour « High Vacuum ») avec un intervalle de pression de chambre entre 10^{-5} et 10^{-6} Pa. Ce mode est utilisé pour les matériaux conducteurs, notamment les métaux, en analysant les électrons secondaires. Le deuxième mode est appelé vide dégradé (LV pour « Low Vacuum ») avec une pression de chambre allant de 30 jusqu'à 270 Pa. Ce mode est utilisé dans le cas des matériaux non conducteurs pour prévenir la saturation de la surface observée avec le bombardement des électrons. Un détecteur des électrons rétrodiffusés est utilisé pour analyser les surfaces en mode LV. En fonction du mode de fonctionnement choisi, ce dispositif permet un grossissement entre $\times 18$ et $\times 100000$.



Figure 2.4. Image du microscope électronique à balayage utilisé pour les observations microscopiques

5.2 Mesures topographiques

Afin de quantifier la qualité des surfaces usinées des échantillons agrocomposites, des mesures topographiques ont été réalisées avec un interféromètre optique à lumière blanche (modèle WYKO 3300 NT) montré dans la **figure 2.5**. Le réglage opéré dans les analyses expérimentales est le suivant :

- Mode de fonctionnement VSI (Vertical Shift Interference)
- Objectif d'agrandissement $\times 20$
- Résolution verticale de 10 nm.

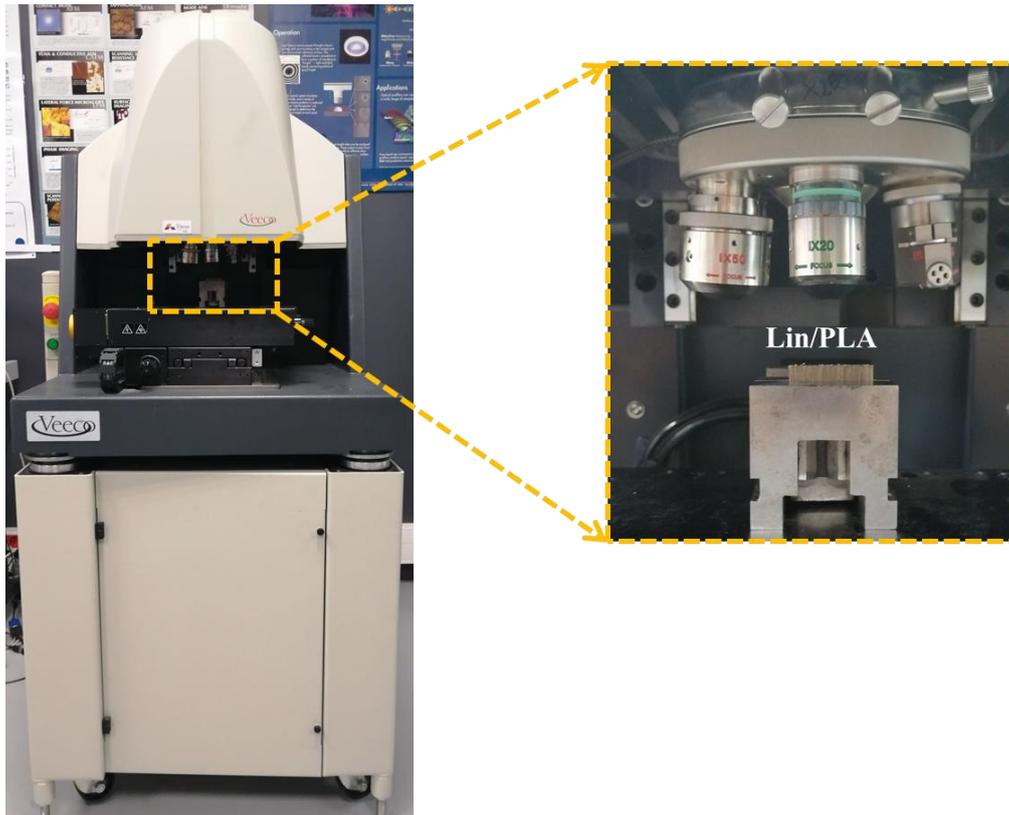


Figure 2.5. Image de l'interféromètre optique WYKO 3300 NT

L'étude bibliographique du chapitre 1 a montré que l'analyse topographique des surfaces usinées des agrocomposites nécessite la prise en compte d'une échelle pertinente d'analyse afin d'assurer une bonne discrimination des effets des paramètres matériau/procédé. Ceci a été attribué à la structure multiéchelle d'un renfort fibreux végétal qui contrôle en effet le comportement de coupe de l'agrocomposite. L'échelle pertinente pour l'analyse topographique des surfaces usinées des agrocomposites correspond à la taille du renfort fibreux végétal [22].

Dans le cas du matériau considéré dans ce travail de thèse, il s'agit d'une structure fibreuse en fibres longues et continues non tissée. La structure du renfort fibreux végétal est alors sous forme de fibres techniques (i.e. faisceaux de fibres) et le diamètre des fibres techniques est de l'ordre de $150^{\pm 50}$ μm . L'objectif de $\times 20$ a été alors utilisé avec un coefficient de champs de vue (FOV) de 1.5. Ce paramétrage permet d'avoir une image topographique de $153 \times 204 \mu\text{m}^2$ qui correspond à la taille du renfort fibreux des agrocomposites lin/PLA considérés dans cette étude. La moyenne arithmétique de la rugosité de surface (R_a pour un profil 2D et S_a pour un profil 3D) est calculée sur les images topographiques pour qualifier les états des surfaces usinées des agrocomposites lin/PLA.

6 Conclusion

Ce chapitre présente le matériau, les moyens et les méthodes utilisés pour analyser expérimentalement l'usinabilité des agrocomposites soumis à un conditionnement hygrométrique. L'approche expérimentale utilisée dans ce travail de thèse consiste à conditionner les échantillons d'agrocomposites lin/PLA par immersion dans l'eau à température ambiante et constante avant de les usiner. Ce choix de conditionnement permettra d'isoler l'effet hygrométrique afin d'analyser finement les mécanismes induits par l'absorption d'eau dans la structure agrocomposite lors de la coupe.

Le choix de la coupe orthogonale pour effectuer les essais d'usinage a été motivé par le fait que cette configuration bidimensionnelle permet de mieux différencier les mécanismes élémentaires de coupe dans le cas des composites à matrice polymère. Elle sera ainsi plus adéquate pour analyser l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites puisque les mécanismes de coupe induits par l'hygrométrie sont encore méconnus.

La configuration de coupe orthogonale permet aussi de simplifier l'analyse pour la réalisation d'une modélisation numérique de la coupe. Cette approche expérimentale sera alors exploitée dans l'objectif de mettre en place et valider un outil numérique pour la prédiction de l'usinage des agrocomposites sous conditionnement hygrométrique. Le chapitre 3 sera dédié à la présentation et la description de l'approche numérique utilisée pour développer l'outil numérique de modélisation. Cette approche numérique sera ensuite enrichie dans le chapitre 4 afin d'implémenter les termes de dépendance à l'hygrométrie dans les lois de comportement du modèle numérique.

**Chapitre 3. Étude paramétrique pour la modélisation
numérique de l'usinage des agrocomposites**

1 Introduction

La caractérisation expérimentale de l'usinabilité est une tâche onéreuse et laborieuse puisqu'elle nécessite la réalisation d'un nombre très important d'essais expérimentaux et chaque essai doit être fait à l'identique avec un outil neuf afin d'éviter l'influence d'une éventuelle usure prématurée de l'outil. Ceci soulève des problématiques à la fois économique et écologique en raison du coût élevé des matériaux et des outils de coupe ainsi que le taux important des déchets à recycler. Afin de limiter le nombre d'essais et optimiser ainsi les plans d'expériences, des alternatives ont vu le jour avec l'avancement des technologies numériques depuis quelques décennies. Ceci en utilisant des outils de modélisation numérique basée sur la méthode des éléments finis. Ces codes de calcul offrent un moyen scientifique robuste pour modéliser des phénomènes physiques complexes et notamment lors de l'usinage des matériaux composites. Contrairement aux matériaux composites à fibres synthétiques, la littérature est dépourvue, à l'heure actuelle, de travaux numériques traitant la modélisation de la coupe des matériaux agrocomposites avec prise en compte des conditions climatiques affectant leur comportement telle que l'humidité. Par conséquent, le développement d'un outil numérique pour la simulation de l'usinabilité des agrocomposites avec prise en compte des conditions hygrométriques s'avère une solution prometteuse pour réduire le nombre des essais expérimentaux et optimiser ainsi la validation industrielle de ces produits écoresponsables.

Ainsi, ce troisième chapitre se consacre dans un premier temps à une description fine de l'approche numérique de modélisation adoptée dans ce travail de thèse. Cette approche est basée sur un modèle micromécanique et bidimensionnel de coupe orthogonale dans lequel les trois phases de l'agrocomposite (fibres, matrice et interfaces) sont modélisées séparément. Une étude paramétrique du modèle micromécanique sera ensuite proposée pour optimiser la prédiction des efforts d'usinage à travers l'analyse du frottement local entre l'outil de coupe et l'agrocomposite dans le modèle.

2 Approche micromécanique de modélisation

2.1 Lois de comportement

2.1.1 Modélisation de la fibre de lin

Contrairement aux fibres synthétiques de verre, lorsque la fibre de lin est soumise à une sollicitation en traction, elle exhibe un comportement non linéaire qualifié d'élasto-viscoplastique (voir **figure 3.1**). Le comportement élasto-viscoplastique de la fibre de lin est dû à un réarrangement des microfibrilles de cellulose dans une nouvelle configuration permettant une diminution de l'angle microfibrillaire et, par conséquent, une augmentation de la rigidité [38,144,145]. La fibre de lin a été modélisée dans le modèle micromécanique par un comportement élastoplastique. L'élasticité de la fibre de lin a été modélisée par l'équation (3.1).

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2 \cdot \varepsilon_{12} \\ 2 \cdot \varepsilon_{13} \\ 2 \cdot \varepsilon_{23} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} 1/E_{11} & -\nu_{21}/E_{22} & -\nu_{31}/E_{33} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{12}/E_{11} & 1/E_{22} & -\nu_{32}/E_{33} & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{13}/E_{11} & -\nu_{23}/E_{22} & 1/E_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/G_{12} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{13} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{23} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{12} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{23} \end{Bmatrix} \quad (3.1)$$

Où $E_{11}, E_{22}, E_{33}, G_{12}, G_{13}, G_{23}, \nu_{12}, \nu_{13}$ et ν_{23} représentent les propriétés élastiques des fibres élémentaires de lin. Les paramètres E_{ij} , et G_{ij} sont les modules de Young et de cisaillement dans les directions ij tandis ν_{ij} sont les coefficients de poisson dans les plans (ij) . Les fibres de lin sont considérées comme des matériaux anisotropes à cause de leur structure cellulosique hétérogène [146]. De plus, elles présentent une forte variabilité des propriétés mécaniques due aux conditions climatiques de croissance ainsi qu'aux conditions d'extraction [147]. Ainsi, les valeurs des propriétés élastiques des fibres de lin implémentées dans le modèle micromécanique ont été choisies pour être les plus proches de celles utilisées lors du processus de validation expérimentale. Le **tableau 3.1** récapitule les propriétés élastiques des fibres de lin.

Le comportement plastique de la fibre de lin a été modélisé en implémentant 30 points extraits de la réponse plastique de la fibre de lin (voir **figure 3.1**). Le 30^{ème} point représente la contrainte maximale de la fibre de lin qui est égale à 750 MPa.

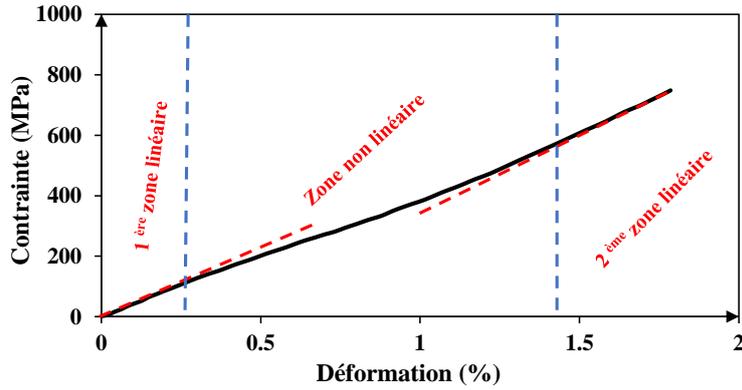


Figure 3.1. Comportement mécanique typique de la fibre de lin [145]

Le comportement plastique des fibres de lin est considéré comme anisotrope. Par conséquent, la fonction « potentiel de Hill » [148] a été utilisée pour définir le comportement plastique anisotrope de la fibre de lin (voir équation (3.2)) :

$$f(\sigma) = \sqrt{F(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + G(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + H(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{13}^2 + 2N\sigma_{12}^2} \quad (3.2)$$

Les constantes F, G, H, L, M et N sont définies par les équations suivantes :

$$F = \frac{(\sigma^0)^2}{2} \left(\frac{1}{\bar{\sigma}_{22}^2} + \frac{1}{\bar{\sigma}_{33}^2} - \frac{1}{\bar{\sigma}_{11}^2} \right) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{22}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{11}^2} \right) \quad (3.3)$$

$$G = \frac{(\sigma^0)^2}{2} \left(\frac{1}{\bar{\sigma}_{33}^2} + \frac{1}{\bar{\sigma}_{11}^2} - \frac{1}{\bar{\sigma}_{22}^2} \right) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{11}^2} - \frac{1}{R_{22}^2} \right) \quad (3.4)$$

$$H = \frac{(\sigma^0)^2}{2} \left(\frac{1}{\bar{\sigma}_{11}^2} + \frac{1}{\bar{\sigma}_{22}^2} - \frac{1}{\bar{\sigma}_{33}^2} \right) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2} \right) \quad (3.5)$$

$$L = \frac{3}{2} \left(\frac{\tau^0}{\bar{\sigma}_{23}} \right)^2 = \frac{3}{2R_{23}^2} \quad (3.6)$$

$$M = \frac{3}{2} \left(\frac{\tau^0}{\bar{\sigma}_{13}} \right)^2 = \frac{3}{2R_{13}^2} \quad (3.7)$$

$$N = \frac{3}{2} \left(\frac{\tau^0}{\bar{\sigma}_{12}} \right)^2 = \frac{3}{2R_{12}^2} \quad (3.8)$$

Chaque $\bar{\sigma}_{ij}$ représente la valeur de la contrainte d'écoulement plastique quand σ_{ij} est appliquée en tant que l'unique composante non nulle du tenseur du contrainte. $\tau^0 = \frac{\sigma_0}{\sqrt{3}}$ où σ_0 est la contrainte d'écoulement de référence qui est considéré égale à σ_{11} dans le cas des fibres de lin. Les coefficients R_{ij} sont les rapports des contraintes d'écoulement anisotropes, implémentés

dans la fonction « potentiel de Hill » du modèle micromécanique pour les fibres de lin, et qui sont définis par les équations suivantes :

$$R_{11} = \frac{\bar{\sigma}_{11}}{\sigma^0} \quad (3.9)$$

$$R_{22} = \frac{\bar{\sigma}_{22}}{\sigma^0} \quad (3.10)$$

$$R_{33} = \frac{\bar{\sigma}_{33}}{\sigma^0} \quad (3.11)$$

$$R_{12} = \frac{\bar{\sigma}_{12}}{\tau^0} \quad (3.12)$$

$$R_{13} = \frac{\bar{\sigma}_{13}}{\tau^0} \quad (3.13)$$

$$R_{23} = \frac{\bar{\sigma}_{23}}{\tau^0} \quad (3.14)$$

Les valeurs des résistances mécaniques, données dans le **tableau 3.1**, ont été utilisées pour le calcul des contraintes plastiques d'écoulement $\bar{\sigma}_{ij}$ et estimer ainsi les coefficients R_{ij} .

La composition cellulosique des fibres végétales leur confère un endommagement ductile à l'inverse des fibres synthétiques qui se caractérise par une rupture fragile. Par conséquent, un critère d'endommagement ductile [148] a été utilisé pour modéliser la rupture des fibres de lin. Ce critère considère que la déformation plastique équivalente à l'apparition de l'endommagement dépend de la triaxialité des contraintes et de la vitesse de déformation plastique. L'initiation de l'endommagement est amorcée lorsque l'équation suivante est satisfaite [148]:

$$\omega_D = \int_0^{\varepsilon_{eq}^{**}} \frac{d\varepsilon_{eq}}{\varepsilon_{eq}^{**}(\eta, \dot{\varepsilon}^{pl})} = 1 \quad (3.15)$$

Avec ε_{eq} est la déformation plastique équivalente, ε_{eq}^{**} est la déformation plastique équivalente à la rupture, $\dot{\varepsilon}^{pl}$ est la vitesse de déformation plastique équivalente et η est la triaxialité des contraintes qui est définie par l'équation (3.16)

$$\eta = \frac{-p}{\sigma_{eq}} \quad (3.16)$$

p représente la pression hydrostatique et σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von-Mises. Les deux termes peuvent être calculés selon les équations suivantes :

$$p = \frac{\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}}{3} \quad (3.17)$$

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{1}{2} [(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2] + 3\sigma_{23}^2 + 3\sigma_{31}^2 + 3\sigma_{12}^2} \quad (3.18)$$

Les valeurs des contraintes maximales présentées dans le **tableau 3.1** ont été utilisées pour calculer la triaxialité des contraintes.

Pour modéliser la rupture des fibres de lin, un critère d'évolution de l'endommagement a été couplé à celui de l'initiation de l'endommagement. Ce critère permet de modéliser la rupture progressive des matériaux élasto-plastiques en assurant une dégradation de la rigidité et un adoucissement des contraintes plastiques [148].

Dans le code de calcul Abaqus, l'évolution de l'endommagement peut être contrôlée soit par le biais d'une densité d'énergie de rupture soit par un déplacement plastique (u^{Pl}) relié directement à la déformation plastique (ε^{Pl}) [148] tel que :

$$u^{Pl} = L_e \varepsilon^{Pl} \quad (3.19)$$

L_e représente la longueur caractéristique de l'élément.

L'évolution de l'endommagement a été spécifiée avec une loi d'évolution linéaire entre la variable d'endommagement d et le déplacement plastique u^{Pl} telle que :

$$d = \frac{L_e \varepsilon^{Pl}}{u_f^{pl}} = \frac{u^{Pl}}{u_f^{pl}} \quad (3.20)$$

Le déplacement plastique équivalent à la rupture (u_f^{pl}) est calculé selon l'équation (3.21) où G_f est l'énergie de rupture et σ_0^y représente la contrainte d'écoulement à l'initiation de l'endommagement [148] :

$$u_f^{pl} = \frac{2G_f}{\sigma_0^y} \quad (3.21)$$

Tableau 3.1. Propriétés mécaniques de la fibre de lin implémentés dans le modèle micromécanique [146,149]

Propriété	Paramètre	Valeur	Unité
Rigidité	E_{11}	50	GPa
	$E_{22} = E_{33}$	12	
	$G_{12} = G_{13} = G_{23}$	3.4	
Coefficient de poisson	ν_{12}	0.178	-
	$\nu_{13} = \nu_{23}$	0.2	
Résistance à la traction	S_{11}	750	MPa
	$S_{22} = S_{33}$	150	
	$S_{12} = S_{13} = S_{23}$	20	

2.1.2 Modélisation de la matrice PLA

L'acide polylactique (PLA) appartient à la famille des polymères thermoplastiques et a été ainsi modélisée par un comportement élastoplastique isotrope. Les propriétés élastiques du PLA ont été déterminées à partir du régime élastique la courbe contrainte/déformation (voir **figure 3.2**).

Le comportement plastique du PLA a été modélisé en implémentant 20 points (contraintes/déformation plastiques) à partir de la courbe contrainte/déformation avec une contrainte maximale de 64 MPa. Le **tableau 3.2** récapitule les propriétés mécaniques du PLA utilisées dans le modèle micromécanique.

Le critère d'endommagement ductile appliqué à la fibre de lin dans la section précédente a été aussi utilisé pour modéliser l'endommagement du PLA.

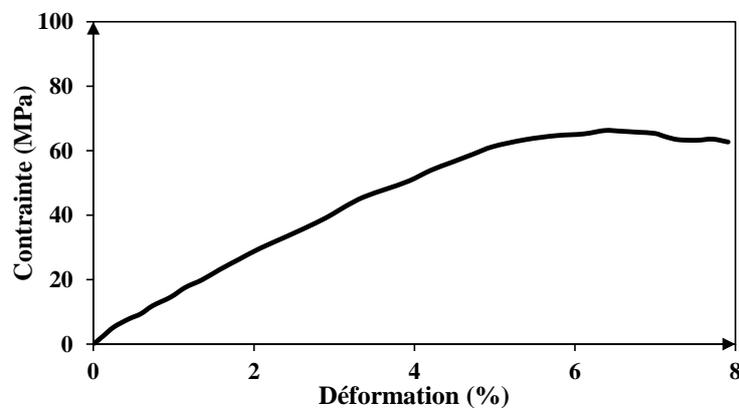


Figure 3.2. Comportement mécanique en traction du PLA [150]

Tableau 3.2. Propriétés mécaniques de la matrice PLA implémentées dans le modèle numérique [150]

Propriété	Paramètre	Valeur	Unité
Rigidité	E	1.4	GPa
Coefficient de poisson	v	0.35	-
Résistance à la traction	S	64	MPa

2.1.3 Modélisation des interfaces

Les interfaces fibres/fibres et fibres/matrice ont été modélisées par des éléments cohésifs dont le comportement repose sur une loi de traction-séparation. Initialement, les interfaces exhibent une réponse élastique linéaire suivie d'une initiation et d'une évolution de l'endommagement. Le comportement élastique des interfaces est exprimé par une matrice d'élasticité ($\bar{\bar{E}}$) qui met en relation les contraintes nominales (\bar{t}) et les déformations nominales ($\bar{\varepsilon}$) à travers l'interface [148] tel que :

$$\bar{t} = \begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} E_{nn} & E_{ns} & E_{nt} \\ E_{ns} & E_{ss} & E_{st} \\ E_{nt} & E_{st} & E_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_n \\ \varepsilon_s \\ \varepsilon_t \end{Bmatrix} = \bar{\bar{E}} \bar{\varepsilon} \quad (3.22)$$

t_n, t_s, t_t et $\varepsilon_n, \varepsilon_s, \varepsilon_t$ sont respectivement les contraintes et les déformations nominales dans les directions normales, de cisaillement et tangentielle. Les paramètres E_{ij} représentent les composantes de la matrice de rigidité. Les déformations nominales sont définies en fonction des séparations correspondants δ_n, δ_s et δ_t et de l'épaisseur initiale T_0 des éléments cohésifs [148] telles que :

$$\varepsilon_n = \frac{\delta_n}{T_0} \quad (3.23)$$

$$\varepsilon_s = \frac{\delta_s}{T_0} \quad (3.24)$$

$$\varepsilon_t = \frac{\delta_t}{T_0} \quad (3.25)$$

La loi de comportement élastique des interfaces cohésives implémentée dans le code de calcul par éléments finis exprime les contraintes nominales en fonction des séparations correspondantes via l'équation suivante :

$$\begin{Bmatrix} t_n \\ t_s \\ t_t \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} K_{nn} & K_{ns} & K_{nt} \\ K_{ns} & K_{ss} & K_{st} \\ K_{nt} & K_{st} & K_{tt} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \delta_n \\ \delta_s \\ \delta_t \end{Bmatrix} = \bar{\bar{K}} \bar{\bar{\delta}} \quad (3.26)$$

Les K_{ij} représentent les propriétés élastiques des interfaces cohésives implémentées dans la matrice de rigidité ($\bar{\bar{K}}$). Le **tableau 3.3** résume les valeurs de ces coefficients pour les interfaces du composite lin/PLA.

Un critère quadratique d'endommagement a été utilisé pour les interfaces cohésives. Ce critère considère que l'endommagement des zones cohésives commence lorsque l'équation suivante est vérifiée [146,148] :

$$\left\{ \frac{\langle t_n \rangle}{t_n^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_s}{t_s^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_t}{t_t^0} \right\}^2 = 1 \quad (3.27)$$

t_n^0 , t_s^0 et t_t^0 représentent respectivement les limites de contraintes nominales dans les directions normale, de cisaillement et tangentielle. $\langle \rangle$ représente le symbole de Macaulay qui est utilisé pour montrer qu'un état de contrainte en compression pure ne permet pas d'initier un endommagement [148].

Tableau 3.3. Propriétés mécaniques des interfaces utilisés dans le modèle micromécanique [151,152]

Propriété	Paramètre	Valeur	Unité
Rigidité	$K_{nn} = K_{tt} = K_{ss}$	38	GPa.mm ⁻¹
	$K_{ns} = K_{nt} = K_{st}$	0	
Résistance à la traction	$t_n^0 = t_s^0 = t_t^0$	18	MPa

2.2 Géométrie du modèle

Afin de modéliser le procédé de coupe orthogonale pour un agrocomposite, une géométrie microscopique bidimensionnelle a été conçue pour se placer à l'échelle du renfort fibreux végétal qui est sous forme d'un faisceau de fibres élémentaires. La **figure 3.3** montre la géométrie du modèle micromécanique, réalisée sous le logiciel Abaqus/Explicit (version 6.11-2), et constituée d'un faisceau de quatre fibres de lin enrobées dans une matrice PLA. Les fibres de lin sont perpendiculaires à la direction de l'outil de coupe. La construction géométrique du modèle a été réalisée en respectant la fraction volumique de chaque phase dans l'agrocomposite. Les interfaces fibre-fibre et fibre-matrice ont été modélisées par des éléments cohésifs de type COH2D4 avec un maillage quadrilatéral de taille 1 μm \times 1 μm . Les fibres de lin et la résine

PLA ont été maillées à leur tour par des éléments quadrilatéraux de type CPS4R avec une hypothèse de contraintes planes et un maillage de taille $2\ \mu\text{m} \times 2\ \mu\text{m}$. L'hypothèse de contrainte plane a été considérée car elle est la mieux adaptée pour la modélisation de la coupe des composites [153]. L'outil de coupe a été modélisé comme un corps rigide indéformable dont la cinématique est contrôlée par un point de référence. L'outil de coupe est soumis à un mouvement rectiligne uniforme imposé par une vitesse de coupe de 50 m/min. La géométrie de l'outil a été conçue avec un angle de coupe de 20° et un angle de dépouille de 7° pour qu'elle soit identique à la plaquette de coupe utilisée dans l'étude expérimentale (cf. Chapitre 2). Afin de se conformer aux conditions expérimentales de bridage, le déplacement horizontal dans la direction Y a été bloqué sur les bords (droit et gauche) de la géométrie 2D du composite (i.e, $U_y = 0$) et le côté inférieur du matériau a été encastree (cf **figure 3.3**).

À l'échelle microscopique, changer l'orientation des fibres revient à modifier la géométrie du modèle. Par conséquent, plusieurs géométries ont été réalisées pour étudier numériquement l'effet de l'orientation des fibres comme le montre la **figure 3.4**. Plusieurs orientations de fibres ont été considérées de 0° à 90° .

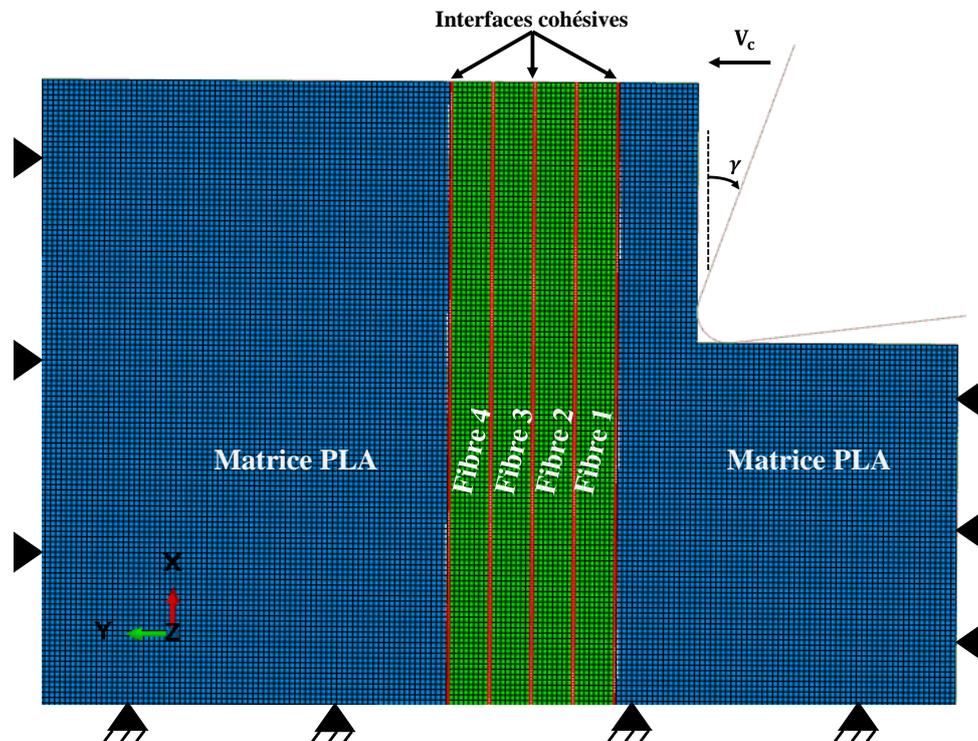


Figure 3.3. Géométrie 2D du modèle micromécanique de coupe

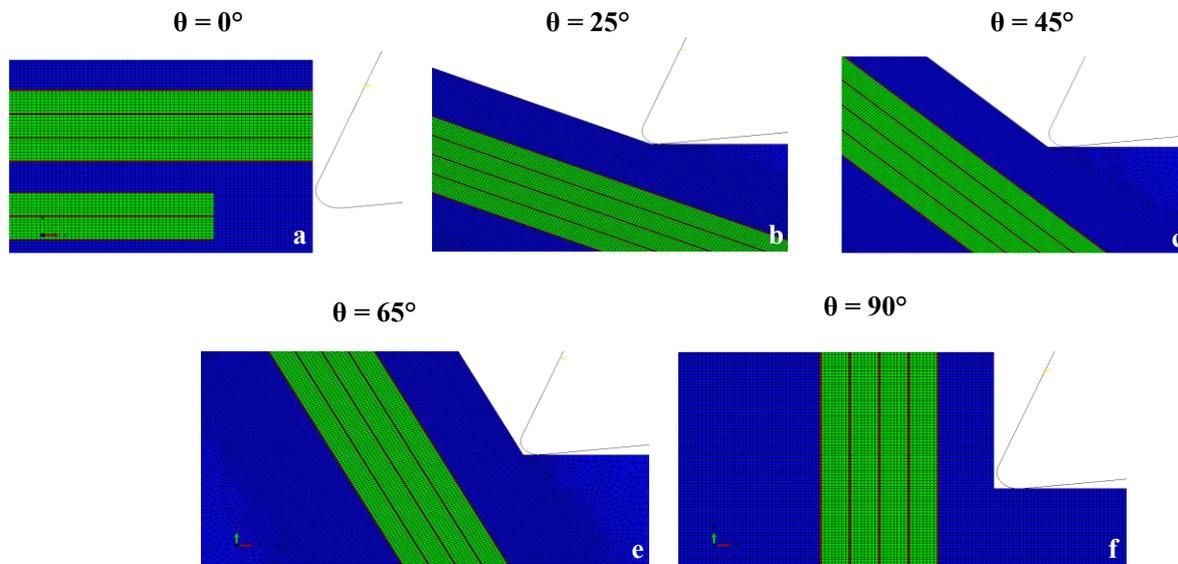


Figure 3.4. Modélisation des différentes orientations des fibres de lin dans l'agrocomposite

3 Étude paramétrique des efforts numériques d'usinage

L'approche micromécanique décrite dans ce chapitre a montré son efficacité pour la prédiction qualitative du comportement de coupe des fibres végétales au sein de la structure agrocomposite [149]. En revanche, la prédiction numérique des efforts d'usinage présente des limites, notamment pour les efforts de poussée. Ces derniers sont reproduits avec un écart significatif entre les valeurs numériques et expérimentales [149]. Ce problème de prédiction des efforts de poussée est aussi connu en usinage des composites à fibres synthétiques et il est généralement attribué au retour élastique des fibres après le passage de l'outil de coupe [154]. L'hypothèse de retour élastique des fibres n'a pas été validée expérimentalement dans la littérature et il peut y avoir d'autres sources à l'origine de cet écart entre les valeurs numériques et expérimentales des efforts de poussée.

C'est dans ce contexte que ce chapitre propose une étude paramétrique d'un autre phénomène potentiellement responsable de la variation des efforts d'usinage. Il s'agit du frottement entre l'outil de coupe et le matériau agrocomposite. En effet, le frottement est un phénomène complexe et peut-être lié à plusieurs mécanismes physiques mis en jeu lors d'un contact entre deux surfaces. En usinage, on utilise souvent le coefficient de frottement apparent car il est facilement déductible expérimentalement à partir de la mesure des efforts de coupe. Cependant, ce coefficient fournit une caractéristique macroscopique des conditions de contact entre l'outil

et la matière. Il englobe plusieurs phénomènes interdépendants comme le caractère collant-glissant de l'interface outil-copeau et les conditions de contact au niveau de l'arête de coupe et du contact en dépouille [155]. L'analyse expérimentale des interactions entre les conditions de coupe et le contact outil-matière est généralement accessible uniquement via le coefficient de frottement apparent, ce qui complique l'identification de la contribution de chaque phase de l'agrocomposite. L'approche micromécanique permettra de modéliser localement le contact outil-matière en étudiant le coefficient de frottement local entre l'outil de coupe et chaque phase de l'agrocomposite.

Dans le cas du modèle micromécanique de coupe présenté dans cette étude, le coefficient de frottement est défini localement entre l'outil de coupe et les deux principales composantes de l'agrocomposite : les fibres de lin et la matrice polymère. Les coefficients de frottement locaux initialement implémentés dans le modèle micromécanique ont été choisis sur la base des résultats d'un travail de caractérisation expérimentale du frottement local sur chaque phase de l'agrocomposite. Ce travail a été réalisé avec des essais de micro-rayage sur des composites lin/PP avec une pointe d'indentation de type Berkovich en diamant [156]. Un coefficient de frottement de 0.5 a été trouvé pour la fibre de lin contre un coefficient de frottement de 0.4 pour la matrice PP. Une étude tribologique similaire a été réalisée ultérieurement avec une pointe d'indentation de type Berkovich en saphir sur les mêmes matériaux [157]. Celle-ci donne, dans les mêmes conditions de rayage, un coefficient de frottement identique pour la fibre de lin et la matrice PP d'une valeur de 0.2. Ces deux études soulignent, en effet, l'influence du matériau de la pointe d'indentation sur le frottement local généré lors du contact entre la pointe et les constituants de l'agrocomposite. Par ailleurs, les valeurs des coefficients de frottement implémentées dans l'approche micromécanique de modélisation peuvent ne pas correspondre au contact avec un outil de coupe en carbure.

La détermination des coefficients de frottement pour un outil en carbure avec la technique de micro-rayage semble compliquée parce qu'il est très difficile de trouver des pointes d'indentation commercialisées en carbure. De ce fait, et afin d'identifier les coefficients de frottement correspondants, l'approche micromécanique de modélisation sera utilisée dans ce chapitre pour réaliser une étude paramétrique numérique dont l'objectif est d'étudier l'influence du coefficient de frottement local sur les efforts numériques d'usinage et de pouvoir ainsi trouver les bonnes propriétés tribologiques pour un contact de coupe avec un outil en carbure.

Dans le code éléments finis Abaqus/explicit, le contact outil/matière est modélisé par la méthode de pénalité qui autorise le mouvement relatif entre deux surfaces en contact (i.e. un glissement élastique) en fonction d'un coefficient de frottement défini par l'utilisateur [148]. À l'échelle microscopique de modélisation, les coefficients de frottement nécessaires pour la modélisation du contact outil-matière sont les valeurs locales pour le contact entre chaque phase, en l'occurrence les fibres de lin et la matrice polymère. Par conséquent, deux coefficients de frottement sont considérés dans la modélisation :

- Un coefficient de frottement local entre l'outil de coupe en carbure et la fibre de lin : μ_f
- Un coefficient de frottement local entre l'outil de coupe en carbure et la matrice PLA : μ_m

Les essais de micro-rayage [156,157] montrent que, en fonction du matériau de l'outil, le coefficient du frottement local peut être similaire ou différent entre les fibres de lin et la matrice polymère. Pour ces raisons, deux hypothèses ont été considérées dans cette étude paramétrique pour évaluer numériquement l'effet de la variation du coefficient de frottement local sur les efforts d'usinage :

- 1^{ère} hypothèse : Homogénéité du frottement outil/matière

On considère que les coefficients de frottement de la fibre et de la matrice sont identiques ($\mu_f = \mu_m = \mu$). Cinq valeurs du coefficient de frottement ont été testées dans le modèle numérique entre 0.1 et 0.5.

- 2^{ème} hypothèse : Hétérogénéité du frottement outil/matière

On considère que les coefficients de frottement de la fibre et de la matrice sont distincts ($\mu_f \neq \mu_m$). Cinq valeurs de μ_f ont été testées dans le modèle numérique entre 0.1 et 0.5. Pour la matrice, quatre valeurs de μ_m ont été considérées entre 0.1 et 0.4.

3.1 Hypothèse de l'homogénéité du frottement outil/matière

La **figure 3.5** montre une comparaison entre les efforts d'usinage numériques et expérimentaux en fonction de l'orientation des fibres et pour différentes valeurs identiques du coefficient de frottement local. Les résultats expérimentaux sur la **figure 3.5** montre une dégression des deux efforts d'usinage en changeant l'orientation des fibres de $\theta = 0^\circ$ à $\theta = 45^\circ$, puis une augmentation des deux efforts en changeant l'orientation des fibres de $\theta = 45^\circ$ à $\theta = 90^\circ$. Cet effet de l'orientation des fibres est plus prononcé sur les efforts expérimentaux de poussée.

Concernant les efforts de coupe numériques, la **figure 3.5 (a)** montre que la variation du coefficient de frottement local n'a pas d'effet significatif sur les résultats numériques. De plus, les valeurs des efforts de coupe numériques correspondent à celles obtenues expérimentalement, et ceci indépendamment du coefficient de frottement local considéré dans le calcul numérique. En revanche, la **figure 3.5 (b)** montre que les efforts de poussée numériques sont très sensibles à la variation du coefficient de frottement dans le modèle numérique. En effet, l'augmentation du coefficient de frottement réduit considérablement les valeurs numériques des efforts de poussée, ce qui augmente l'écart avec les valeurs obtenues expérimentalement. Dans le cas de la coupe orthogonale de l'agrocomposite Lin/PLA avec l'outil en carbure, la **figure 3.5 (b)** montre qu'un coefficient de frottement de 0.1 permet des valeurs numériques proches de celles données par les essais expérimentaux. Cette valeur du coefficient de frottement de 0.1 adaptée pour la coupe avec un outil en carbure est largement différente de celles initialement implémentées dans le modèle micromécanique [149]. De ce fait, la prédiction des efforts de poussée peut être optimisée via cette étude paramétrique avec laquelle un coefficient de frottement adapté peut être déterminé. En revanche, l'hétérogénéité des agrocomposites impose une étude paramétrique en considérant aussi l'hétérogénéité du frottement local à l'échelle microscopique. Ceci fera l'objet de la section suivante.

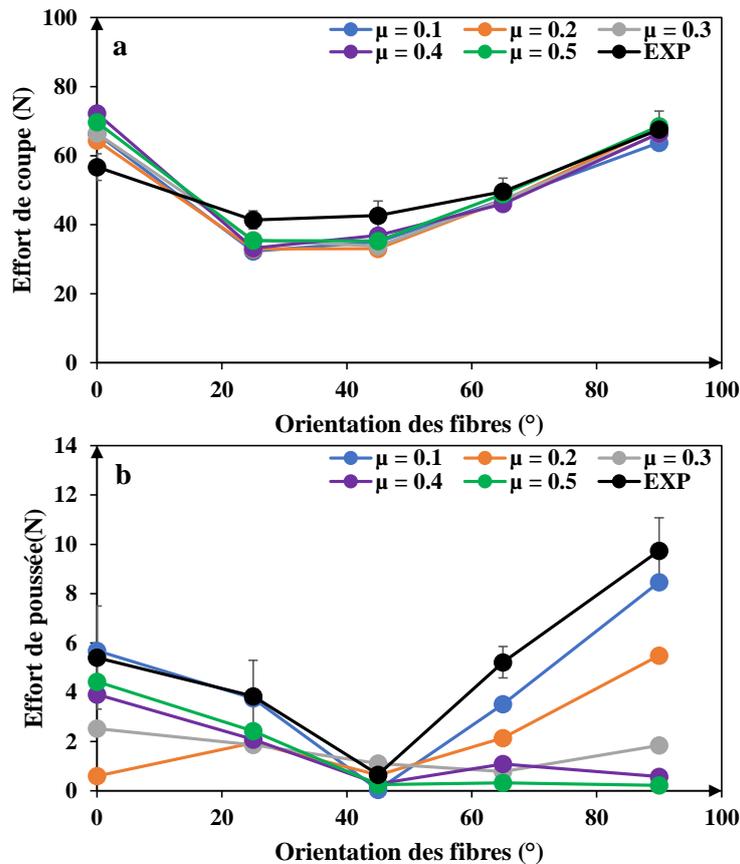


Figure 3.5. Évolution des efforts d'usinage en fonction des orientations des fibres pour différentes valeurs du coefficient de frottement local μ . (a) effort de coupe (b) effort de poussée

3.2 Hypothèse de l'hétérogénéité du frottement outil/matière

Dans cette section, les calculs numériques par l'approche micromécanique de la coupe des agrocomposites lin/PLA ont été réalisés en fixant à chaque fois μ_m et en variant μ_f de 0.1 à 0.5.

La **figure 3.6** montre que la variation hétérogène du coefficient de frottement local dans le modèle micromécanique n'entraîne pas de variation significative des efforts numériques de coupe. Ces derniers sont en concordance avec les résultats expérimentaux. Par conséquent, et comme pour la première hypothèse de l'homogénéité du frottement, les efforts de coupe numériques ne sont pas significativement affectés par la variation du coefficient de frottement outil-matière.

La **figure 3.7** montre que, contrairement aux efforts numériques de coupe, les efforts numériques de poussée sont très sensibles à la variation hétérogène du coefficient de frottement outi-matière entre la fibre de lin (μ_f) et de la matrice polymère (μ_m). En effet, pour chaque valeur

de μ_m , l'augmentation de μ_f contribue à une divergence entre les valeurs numériques et les valeurs expérimentales des efforts de poussée. En fixant la valeur de μ_f , on remarque aussi un accroissement de l'écart entre les valeurs numériques et les valeurs expérimentales des efforts de poussée en augmentant la valeur de μ_m . La **figure 3.7 (a)** permet d'identifier un bon accord entre les efforts de poussée numériques et expérimentales lorsque $\mu_m = \mu_f = 0.1$. En d'autres termes, un coefficient de frottement local homogène de 0.1 entre l'outil de coupe en carbure et l'agrocomposite permet d'avoir une corrélation correcte entre les efforts de poussée numériques et ceux donnés par les essais expérimentaux, ce qui correspond au constat de la première hypothèse qui considère une homogénéité du frottement outil/agrocomposite.

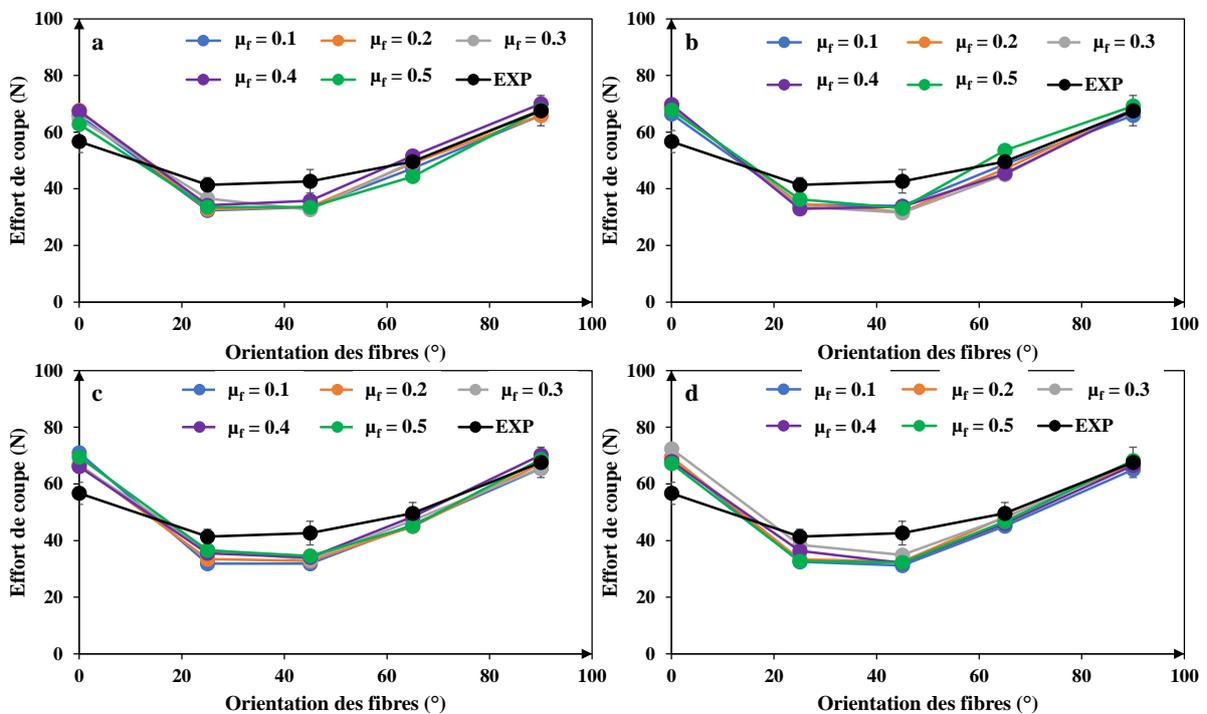


Figure 3.6. Évolution des efforts de coupe en fonction des orientations des fibres de lin dans le cas d'une variation hétérogène de μ_f et μ_m (a) $\mu_m = 0.1$ (b) $\mu_m = 0.2$ (c) $\mu_m = 0.3$ (d) $\mu_m = 0.4$

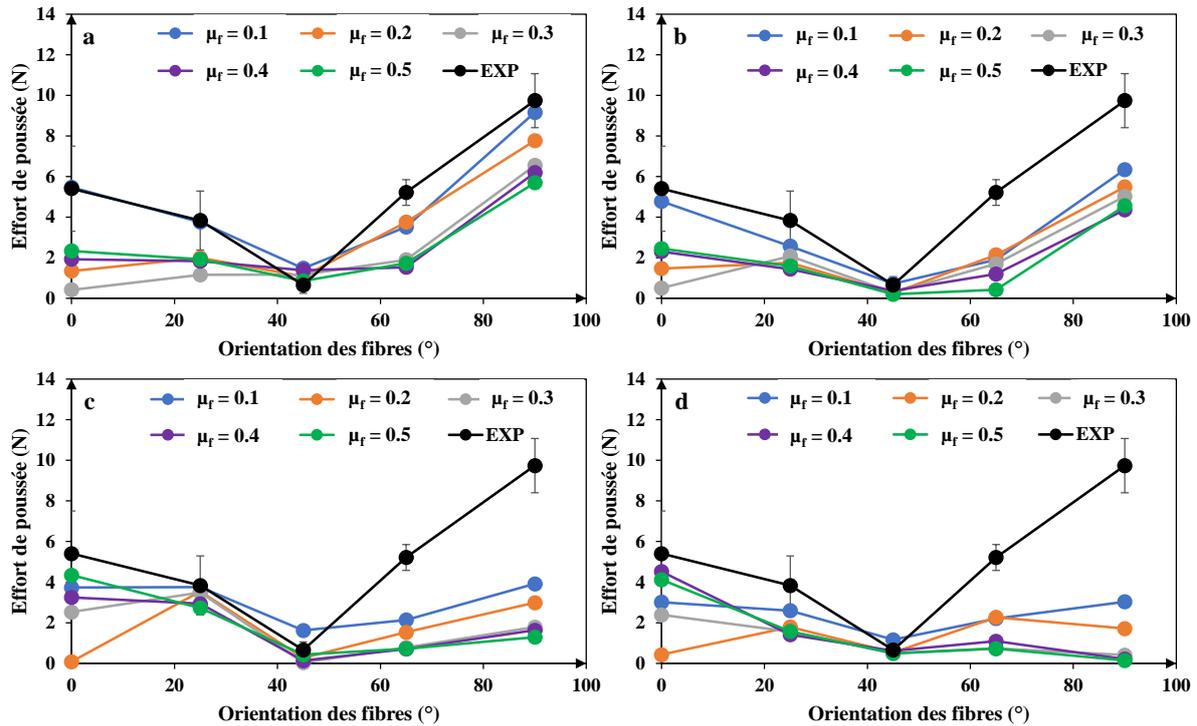


Figure 3.7. Évolution des efforts de poussée en fonction des orientations des fibres de lin dans le cas d'une variation hétérogène de μ_f et μ_m (a) $\mu_m = 0.1$ (b) $\mu_m = 0.2$ (c) $\mu_m = 0.3$ (d) $\mu_m = 0.4$

4 Effet de l'orientation des fibres sur le comportement numérique de coupe

La **figure 3.8** présente une comparaison entre le comportement numérique de coupe d'un agrocomposite lin/PLA donné par le modèle éléments finis, et celui obtenu par les observations microscopiques des surfaces usinées à l'aide d'un microscope électronique à balayage (MEB). Conformément aux résultats de la section précédente, les calculs numériques ont été effectués avec un coefficient de frottement local homogène entre l'outil de coupe et les composants de l'agrocomposite ($\mu_f = \mu_m = 0.1$). Les images du modèle numérique dans la **figure 3.8** représentent les cartographies de l'endommagement avec le critère d'endommagement ductile (DUCTCRT).

La **figure 3.8** montre une bonne concordance entre le comportement numérique et expérimental des fibres lors de la coupe. Généralement, les observations microscopiques montrent que les fibres de lin sont correctement cisailées. Le cisaillement le plus efficace est observé pour une orientation des fibres de 65° (**figure 3.8 (i)**). La modélisation numérique révèle le même constat avec un endommagement sub-surfacique réduit sur les fibres et la matrice et aussi moins de

rupture des interfaces pour l'orientation de 65° (**figure 3.8 (d)**). Néanmoins, l'orientation de 0° montre des zones d'arrachement et détachement des fibres (**figure 3.8 (f)**) qui ne sont pas reproduites avec la modélisation numérique (**figure 3.8 (a)**). Ceci est dû au positionnement de l'outil de coupe lors du contact outil-matière. En effet, au début de l'engagement, l'arête de coupe peut être positionnée soit au centre de la fibre, soit sur sa partie supérieure ou inférieure. Suivant ce positionnement, la fibre peut être soit cisailée, soit arrachée ou détachée.

La déformation plastique de la matrice sur les images microscopiques est traduite numériquement par l'endommagement sub-surfacique généré sur la surface après le passage de l'outil. Contrairement aux résultats numériques et expérimentales de [149] sur l'usinage des agrocomposites lin/PP, les zones de décohésion sont significativement réduites dans le cas de l'usinage des agrocomposites lin/PLA avec un cisaillement des fibres plus efficace, ce qui peut être attribué aux propriétés mécaniques de la matrice PLA qui permettent de rigidifier le contact outil/matière. Ceci a pu être reproduit par l'approche micromécanique de modélisation comme le montre la **figure 3.8**.

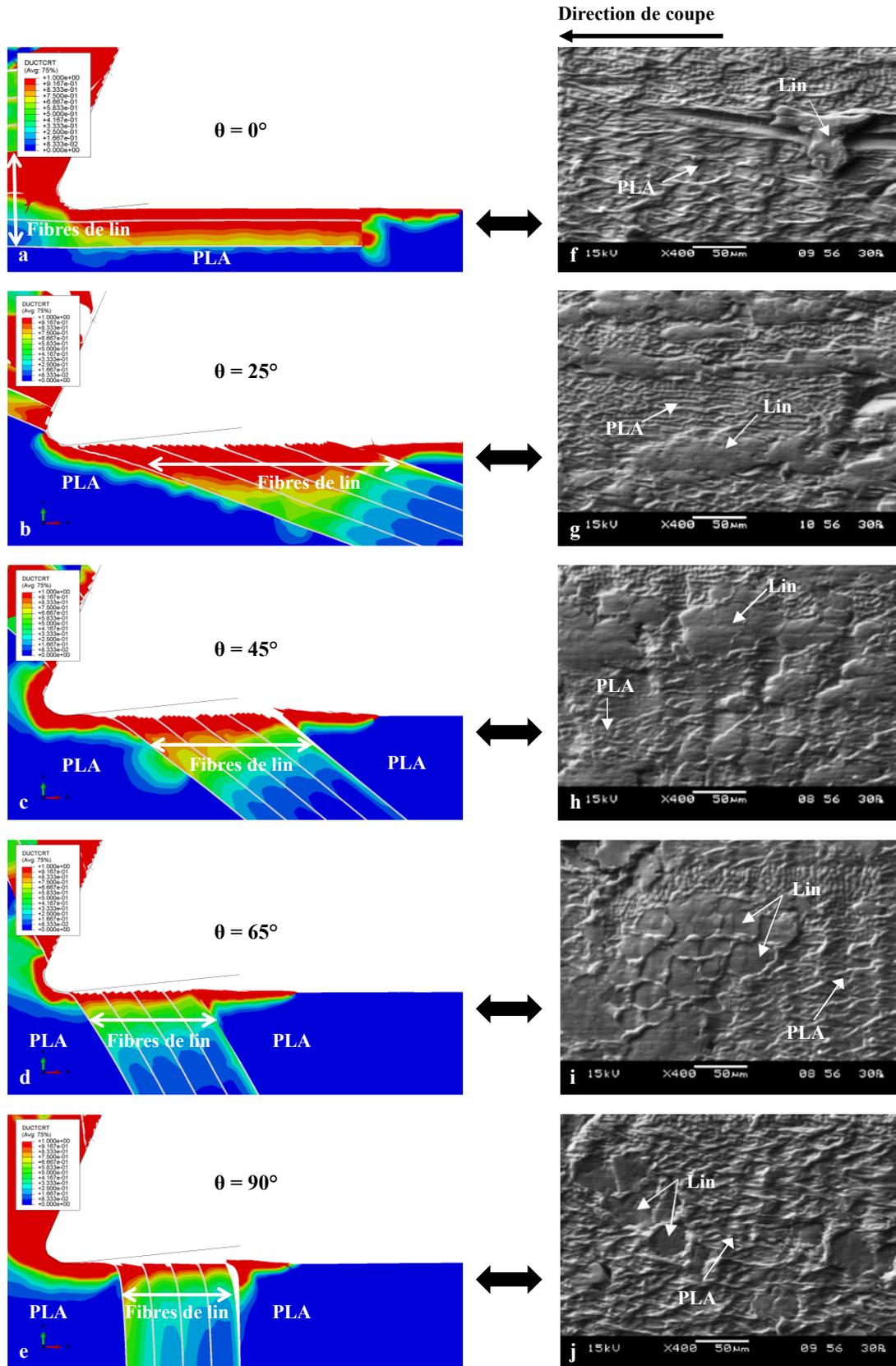


Figure 3.8. Comparaison entre le comportement de coupe numérique et expérimental de la fibre de lin dans l'agrocomposite pour une vitesse de coupe de 50 m/min.

5 Conclusion

Ce chapitre présente une approche numérique de modélisation par éléments finis pour simuler la coupe des agrocomposites. Une étude paramétrique a été réalisée dans ce chapitre afin d'évaluer numériquement l'effet du frottement local outil-matière sur la prédiction du modèle micromécanique, notamment au niveau des efforts de poussée dont les valeurs numériques présentent souvent un écart important avec les valeurs expérimentales. L'approche numérique a été appliquée à la coupe d'un agrocomposite renforcé par des fibres de lin enrobées dans une matrice d'acide poly-lactique (PLA).

Les calculs numériques ont été réalisés pour différents coefficients de frottement entre l'outil de coupe et les deux principales composantes de l'agrocomposite, en l'occurrence la fibre de lin (μ_f) et la matrice PLA (μ_m), en considérant deux hypothèses tribologiques : une première hypothèse d'un coefficient de frottement homogène ($\mu_f = \mu_m$), et une seconde hypothèse d'un coefficient de frottement hétérogène ($\mu_f \neq \mu_m$). De plus, différentes orientations des fibres ont été considérées entre 0° et 90° afin d'examiner le modèle sur plusieurs configurations de coupe. Les résultats numériques ont été validés par des essais de coupe orthogonale dans les mêmes conditions d'usinage.

L'étude paramétrique du modèle numérique a permis de montrer que le frottement local outil-matière affecte significativement les efforts de poussée numériques tandis que les efforts de coupe numériques sont insensibles à la variation du coefficient de frottement. L'étude paramétrique a permis aussi d'optimiser la prédiction numérique des efforts d'usinage en identifiant un coefficient de frottement local identique de 0.1 entre l'outil en carbure et les deux principales phases de l'agrocomposite. Le modèle micromécanique, ainsi optimisé, a montré une prédiction correcte du comportement de coupe des fibres de lin en reproduisant les phénomènes physiques observés lors des essais expérimentaux à chaque configuration de coupe.

L'approche numérique de modélisation présentée et optimisée dans ce chapitre sera utilisée dans le chapitre suivant afin de simuler l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites. Ceci sera réalisé en implémentant les termes de dépendance à l'hygrométrie dans les lois de comportement du modèle micromécanique.

**Chapitre 4. Analyse de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité
des agrocomposites par approches expérimentale et
numérique**

1 Introduction

L'étude bibliographique présentée dans le chapitre 1 a mis en évidence le caractère hydrophile des fibres végétales ainsi que l'effet hygrométrique multiéchelle sur les propriétés mécaniques des agrocomposites. En effet, l'absorption d'eau dans un agrocomposite soumis à un conditionnement hygrométrique entraîne une modification de ses propriétés mécaniques. Cette modification n'est pas similaire dans la fibre végétale que dans la structure globale de l'agrocomposite. De ce fait, il est nécessaire de considérer l'effet d'échelle lors de l'analyse de l'usinabilité des matériaux agrocomposites sous conditionnement hygrométrique. C'est ainsi que ce chapitre sera consacré à l'étude de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites par approches expérimentale et numérique.

Comme décrit dans le chapitre 2, l'approche expérimentale sera conduite avec des essais instrumentés de coupe orthogonale et des échantillons de composite lin/PLA soumis à un conditionnement hygrométrique. Ce travail expérimental vise une compréhension fine des phénomènes physiques induits par l'hygrométrie lors de la coupe des agrocomposites.

Dans l'approche numérique, le modèle micromécanique présenté dans le chapitre 3 sera enrichi et étendu à l'hygrométrie. Ceci en implémentant les termes de dépendance à l'hygrométrie dans les lois de comportement du modèle. La simulation numérique sera validée par les résultats expérimentaux. Elle sera ensuite utilisée pour explorer davantage certains phénomènes difficilement accessibles avec l'approche expérimentale comme la répartition de l'endommagement induit par la coupe dans les fibres végétales, la matrice polymère et les interfaces.

2 Analyse expérimentale de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites

2.1 Cinétique d'absorption de l'eau dans l'agrocomposite lin/PLA

Les essais d'immersion dans l'eau réalisés sur les échantillons de composite lin/PLA, pour des durées d'immersion allant de 1 à 150 jours, ont permis de suivre la cinétique de diffusion de l'eau au sein de la structure agrocomposite. La quantité d'eau absorbée par l'agrocomposite lors des essais d'immersion (teneur en eau) a été calculée par l'équation (2.1). Il est à noter que les agrocomposites et plus particulièrement les fibres végétales possèdent une teneur initiale en eau absorbée à partir de l'environnement ambiant. Cette grandeur n'a pas été prise en compte dans le calcul de la teneur en eau car tous les échantillons ont été conditionnés dans le même environnement avant de les immerger dans l'eau.

La **figure 4.1** présente l'évolution de la teneur en eau en fonction du temps d'immersion. La teneur en eau dans le composite lin/PLA augmente d'une manière quasi-linéaire jusqu'à atteindre un plateau à partir d'une valeur seuil d'environ 8%, indiquant ainsi la saturation. Le comportement hygrométrique dans l'agrocomposite lin/PLA suit alors une loi de Fick. En effet, deux régimes hygrométriques caractérisent la diffusion de l'eau dans l'agrocomposite : un régime transitoire où la teneur en eau augmente quasi-linéairement au cours du temps d'immersion et un régime saturé correspondant au seuil de saturation de l'agrocomposite lin/PLA. Dans cette étude, la saturation est atteinte au bout de 21 jours d'immersion dans l'eau. La durée ainsi que le seuil de saturation dépendent, comme décrit dans le chapitre 1, de plusieurs facteurs tels que la fraction volumique des fibres dans l'agrocomposite et la structure du renforcement fibreux végétal.

Le travail bibliographique mené dans le chapitre 1 a révélé que les propriétés mécaniques des agrocomposites lin/PLA se détériorent en régime transitoire et se stabilisent en régime saturé. Par conséquent, les prochaines sections de ce chapitre s'adresseront à l'étude l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des échantillons lin/PLA en analysant les deux régimes séparément.

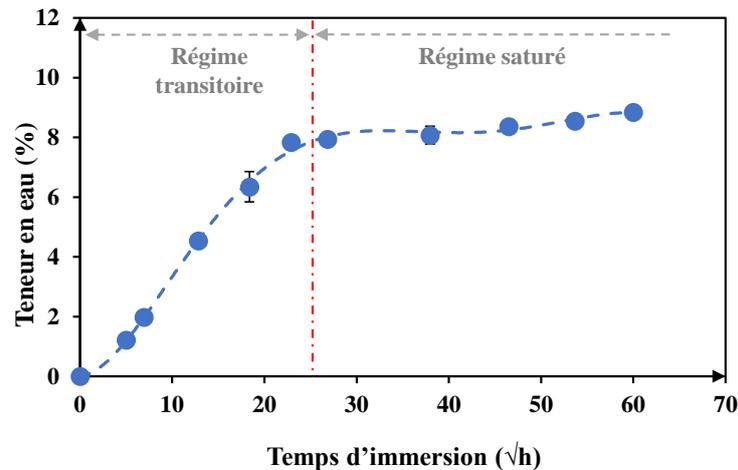


Figure 4.1. Évolution de la teneur en eau des agrocomposites lin/PLA en fonction du temps d'immersion

2.2 Effet hygrométrique sur la formation du copeau

Afin d'investiguer l'usinabilité des agrocomposites lin/PLA sous différentes conditions hygrométriques, des essais de coupe orthogonale ont été réalisés avec le dispositif expérimental décrit dans le chapitre 2. L'orientation des fibres est considérée perpendiculaire à la direction de coupe ($\theta = 90^\circ$). La vitesse de coupe a été maintenue constante ($V_c = 50$ m/min). Pour chaque condition hygrométrique, les essais de coupe orthogonale ont été effectués avec trois profondeurs de passe ($a_p = 100$ μm , $a_p = 200$ μm et $a_p = 300$ μm).

La **figure 4.2** montre la forme du copeau obtenu avec deux profondeurs de passe et pour différentes conditions hygrométriques. La première observation à constater est que les échantillons lin/PLA n'ont pas la même apparence sur les images prises par la caméra rapide lorsque le temps d'immersion dans l'eau augmente. Sur les images des échantillons sans immersion hygrométrique, la distinction entre les fibres de lin et la matrice PLA est bien et visible (voir **figures 4.2 (a,e)**). En augmentant la durée du conditionnement hygrométrique, les images de la caméra rapide montrent que les fibres de lin deviennent indifférenciables de la matrice PLA. En effet, l'eau infiltrée dans les fibres de lin provoque le changement de leur couleur, ce qui réduit le contraste de couleur entre les fibres de lin et la matrice PLA (voir **figures 4.2 (d- h)**).

L'absorption de l'eau a un effet significatif sur la morphologie du copeau des agrocomposites lin/PLA obtenu par coupe orthogonale. En régime hygrométrique transitoire, l'enroulement du copeau accroît avec l'augmentation du temps d'immersion, ce qui signifie que l'eau absorbée

par les échantillons lin/PLA engendre une modification des propriétés tribo-mécaniques des agrocomposites lin/PLA. En usinage, l'enroulement du copeau est généré par le moment de flexion, crée au niveau de la zone de déformation, en raison de la non-colinéarité entre la force résultante sur la face de coupe de l'outil et la force de résistance dans le plan de cisaillement [158,159]. Le moment de flexion requis pour changer le rayon de courbure du copeau (M_f) est donné par l'équation (4.1) où σ_0 est la contrainte d'écoulement plastique, b est la largeur du copeau et t_c est l'épaisseur du copeau [158].

$$M_f = \frac{\sigma_0 b t_c^2}{4} \quad (4.1)$$

L'augmentation de la profondeur de passe (i.e l'augmentation de l'épaisseur du copeau) contribue à la hausse de la contrainte d'écoulement plastique et par conséquent, le moment de flexion nécessaire pour enrouler le copeau, ce qui entrainera une réduction du taux d'enroulement du copeau. Inversement, l'eau emprisonnée dans la structure de l'agrocomposite lors des essais d'immersion provoque une plastification du composite en réduisant son module élastique et en augmentant sa déformation à la rupture. Par conséquent, la contrainte d'écoulement plastique diminuerait avec l'augmentation de la teneur en eau, ce qui contribue à une réduction du moment de flexion nécessaire et donc à une augmentation du taux d'enroulement du copeau.

En régime hygrométrique saturé, la **figure 4.3** montre que l'augmentation de la durée d'immersion dans l'eau réduit le taux d'enroulement du copeau. Ces observations s'opposent à celles des copeaux visualisés lors du régime hygrométrique transitoire de la **figure 4.2**. Le mécanisme de formation du copeau en régime hygrométrique saturé indique la présence d'un endommagement induit par vieillissement hygrométrique au niveau de la structure du copeau, ce qui contribue à la réduction du taux d'enroulement du copeau. En effet, les **figures 4.3 (c,f)** montrent qu'en conditions hygrométriques extrêmes, le copeau enlevé est soumis à des ruptures sans aboutir à la fragmentation. Ces ruptures affaiblissent le processus d'enroulement du copeau et elles sont attribuées aux endommagements des interfaces, induits par le vieillissement hygrométrique, en régime saturé.

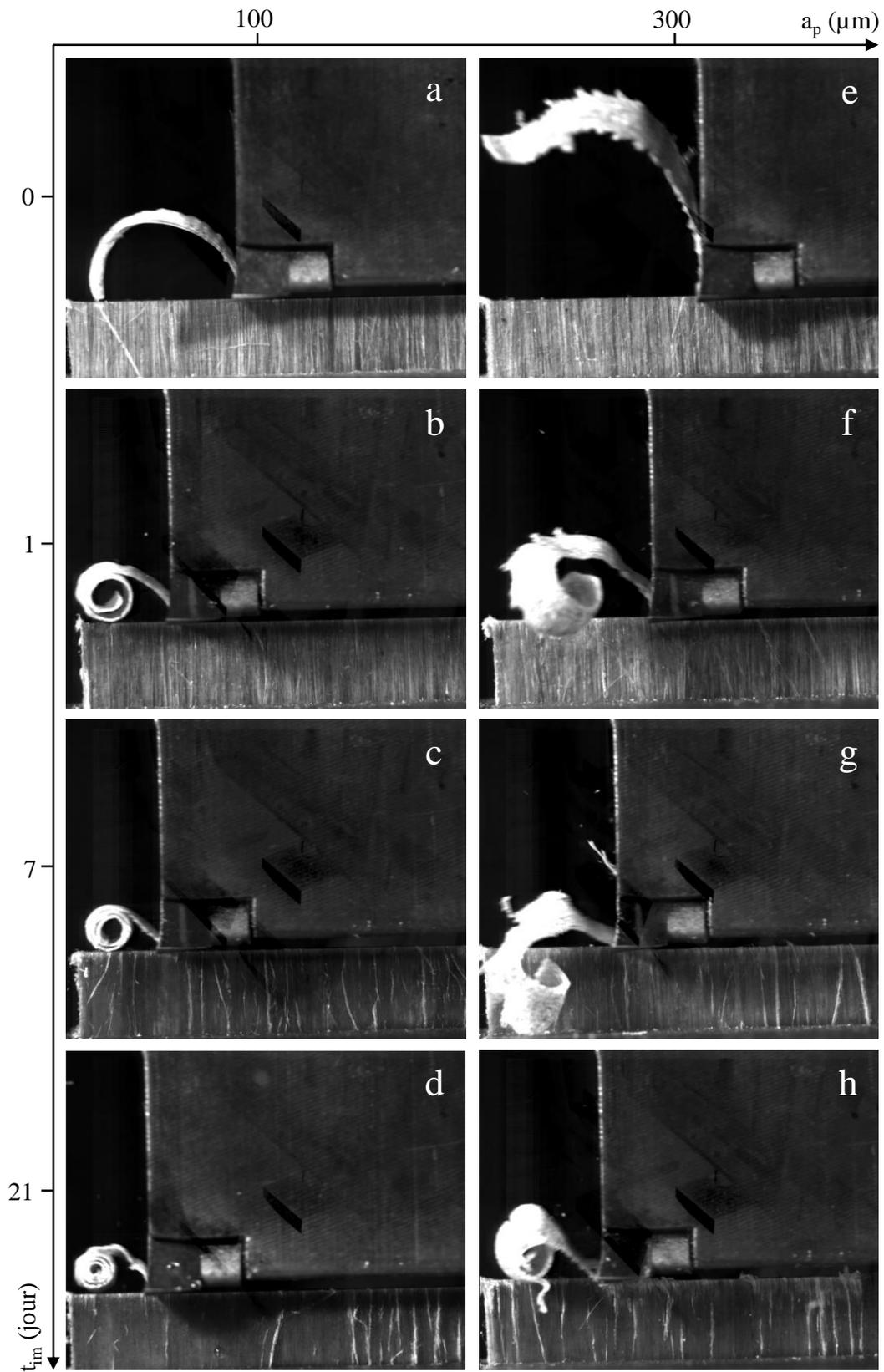


Figure 4.2. Morphologie du copeau des agrocomposites lin/PLA en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion en régime hygrométrique transitoire.

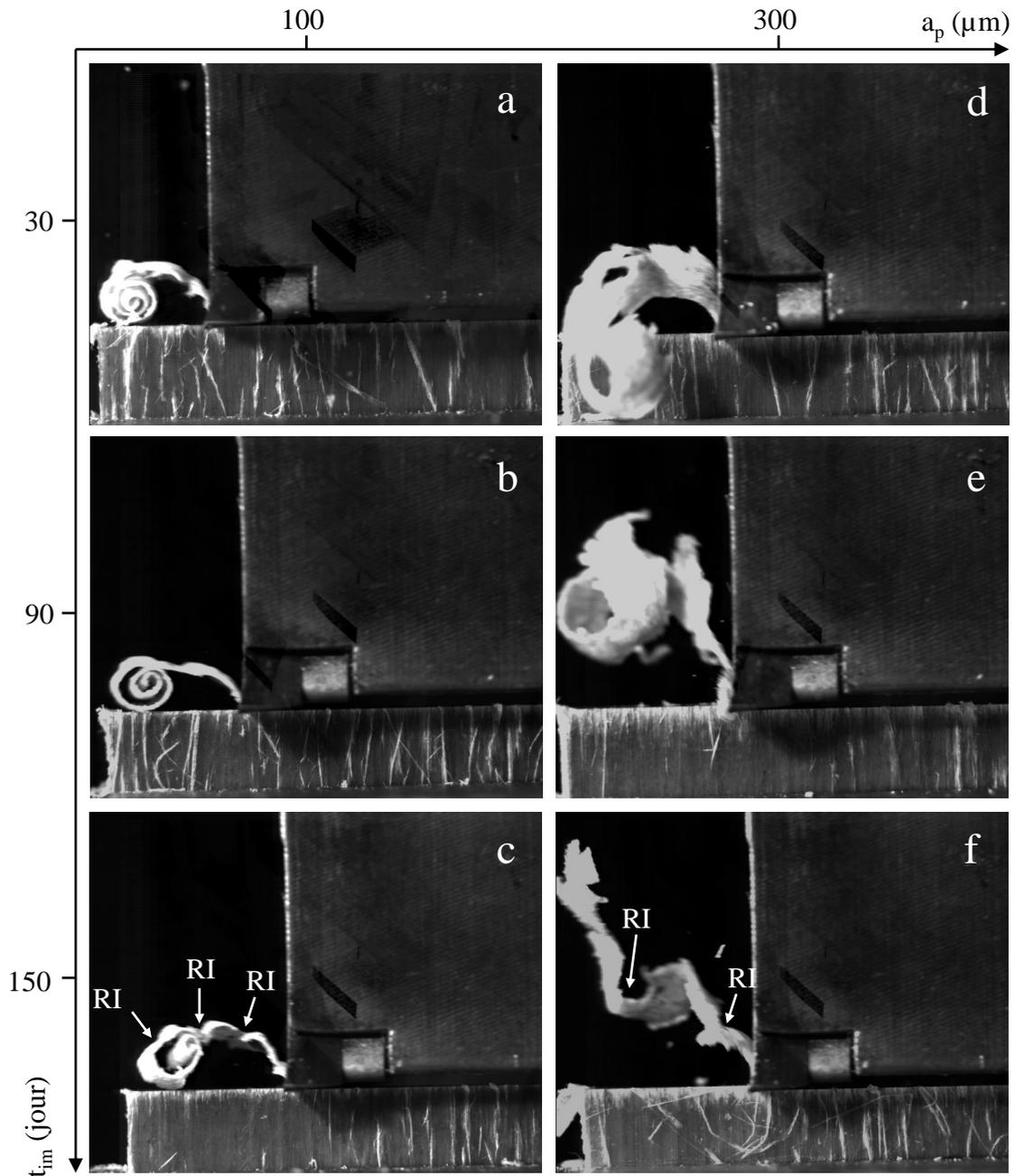


Figure 4.3. Morphologie du copeau des agrocomposites lin/PLA en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion en régime hygrométrique saturé. RI désigne la rupture des interfaces

2.3 Effet hygrométrique sur les efforts d'usinage

La **figure 4.4** présente l'évolution des efforts d'usinage dans les deux régimes hygrométriques séparément. En général, les efforts d'usinage augmentent avec la hausse de la profondeur de passe en raison de l'augmentation de la quantité de matière enlevée. Le passage du régime transitoire au régime saturé révèle une augmentation des efforts de coupe. Les **figures 4.4 (a,b)**

montrent que les efforts de coupe ne sont pas significativement affectés par le conditionnement hygrométrique sur les deux régimes en utilisant une profondeur de passe de 100 μm . Cependant, l'augmentation de la profondeur de passe rend les efforts de coupe sensibles à la variation du conditionnement hygrométrique comme le montre les **figure 4.4 (a,b)** où les efforts de coupe diminuent avec le temps d'immersion. La diminution des efforts de coupe en fonction du temps d'immersion peut être expliquée par le fait que la teneur en eau absorbée réduit les propriétés mécaniques des agrocomposites comme expliqué dans le chapitre 1. En effet, l'infiltration des molécules d'eau dans la structure de l'agrocomposite induit une dégradation progressive des interfaces présentes entre les fibres élémentaires et la matrice polymère, ce qui réduit la résistance mécanique des agrocomposites face aux interactions avec l'outil de coupe.

En ce qui concerne les efforts de poussée, l'impact de l'hygrométrie est différent sur les régimes transitoire et saturé. En régime transitoire, les efforts de poussée diminuent significativement en augmentant le temps d'immersion dans l'eau jusqu'à atteindre une valeur seuil au bout de 7 jours d'immersion comme le montre la **figure 4.4 (c)**. Au-delà de 7 jours d'immersion, les efforts de poussée s'élèvent en augmentant le temps d'immersion jusqu'à atteindre le point de saturation. Cette tendance devient plus prononcée en augmentant la profondeur de passe. En régime saturé, les efforts de poussée diminuent en augmentant le temps d'immersion (Voir **figure 4.4 (d)**). Le comportement spécifique des efforts de poussée en régime hygrométrique transitoire peut-être expliqué par l'effet de la teneur en eau sur le retour élastique des fibres. En effet, lors de la coupe des matériaux composites, le retour élastique des fibres induit une composante additionnelle d'effort dans la direction de l'effort de poussée [154,160]. Cette composante est plus importante lorsque la fibre est plus rigide. Dans la section 5 du chapitre 1, les travaux expérimentaux sur les fibres végétales élémentaires ont montré que l'eau absorbée contribue à une diminution de la rigidité de la fibre au début du processus de diffusion jusqu'à atteindre une valeur critique à partir de laquelle la rigidité de la fibre augmente en fonction de la teneur en eau. Dans cette étude, le seuil critique de la teneur en eau qui permet ce basculement pour les fibres de lin est atteint au bout de 7 jours d'immersion, ce qui correspond à une teneur en eau de 4,5%. Ainsi, la diminution de la rigidité des fibres de lin avec l'augmentation du temps d'immersion jusqu'à 7 jours contribue à une réduction de leur retour élastique lors de la coupe, ce qui mène à une diminution des efforts de poussée. L'augmentation de la rigidité des fibres de lin avec l'accroissement du temps d'immersion au-delà de 7 jours rend le retour élastique plus important lors de la coupe, ce qui mène à un accroissement des efforts de poussée.

Sur le régime hygrométrique saturé, la teneur en eau dans les fibres de lin devient constante. En revanche, l'endommagement hygrométrique des interfaces reste actif à cause de l'hydrolyse de la matrice comme le montre la section 5 du chapitre 1. Ceci contribue à un affaiblissement de la cohésion entre les fibres et la matrice, ce qui diminue la rigidité de contact entre l'outil de coupe et la structure agrocomposée et participe ainsi à la réduction des efforts d'usinage lorsque le temps d'immersion augmente.

Par ailleurs, l'augmentation des efforts d'usinage lors de la transition entre le régime transitoire et le régime saturé peut-être attribuée à l'effet de la réaction de surface lors du contact humide entre l'outil de coupe et l'agrocomposée. En effet, au niveau du point de transition entre les deux régimes hygrométriques, les fibres de lin sont saturées en eau ce qui permet d'introduire une importante teneur en eau dans l'interface outil/matière. Ceci participe à la génération de tensions et compressions superficielles dans l'interface de contact outil/matière par effet de capillarité [161,162]. Dans le cas des sollicitations dynamiques comme l'usinage, la tension superficielle est proportionnelle à la teneur en eau dans le renfort fibreux [162], ce qui peut expliquer l'augmentation des efforts d'usinage au niveau du point de transition entre les deux régimes hygrométriques. Cet effet est plus visible lorsqu'on augmente la profondeur de passe à cause de la croissance locale de la pression hydrostatique, induite par la teneur en eau, qui intensifie les efforts d'interaction surfaciques.

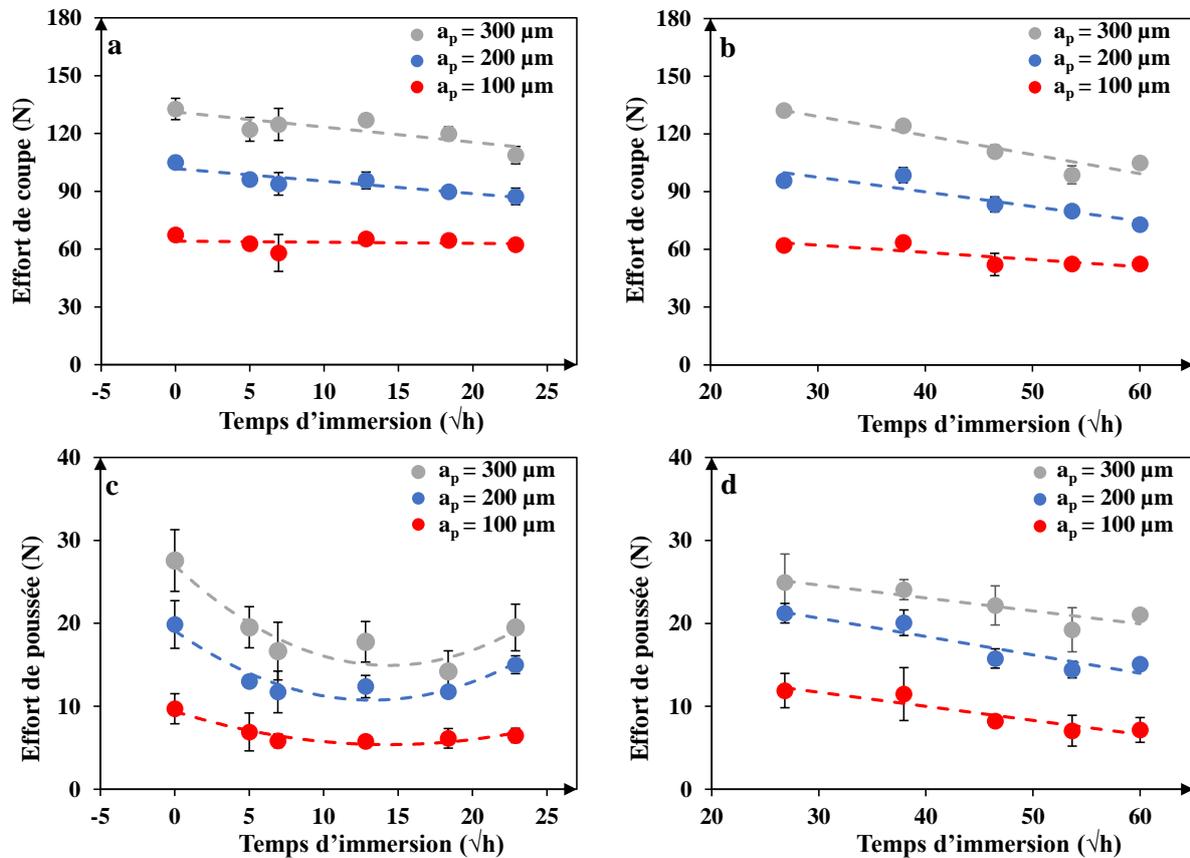


Figure 4.4. Évolution des efforts d'usinage en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion (a,c) Régime transitoire et (b,d) Régime saturée

2.4 Effet hygrométrique sur le comportement de coupe des fibres de lin

La **figure 4.5** présente des observations microscopiques des surfaces usinées des agrocomposites lin/PLA sur le régime transitoire. Les mécanismes de coupe diffèrent lorsque la profondeur de passe et le temps d'immersion varient. Sans immersion dans l'eau, les fibres de lin révèlent une déformation plastique transverse au niveau de leur section après l'opération de coupe car la forme polygonale des sections des fibres élémentaires de lin n'est pas visible lors des observations microscopiques comme le montre la **figure 4.5 (a)**.

L'augmentation de la profondeur de passe accentue la déformation plastique transverse des fibres de lin et entraîne l'apparition de quelques extrémités non coupées de fibres sur la surface usinée (voir **figure 4.5 (d)**). Après 7 jours d'immersion dans l'eau, aucun changement significatif n'a été observé pour une profondeur de passe de 100 μm (voir **figure 4.5 (b)**). En revanche, le cisaillement de la fibre s'est détérioré à ce stade hygrométrique avec une

profondeur de passe de 300 μm en plus de quelques zones de décohésion à cause de la rupture des interfaces fibres/matrice comme le montre la **figure 4.5 (e)**. Après 21 jours d'immersion dans l'eau, le cisaillement de la fibre s'est amélioré et la forme des sections des fibres élémentaires commence à être visible (voir **figures 4.5 (c,f)**). Cependant, la décohésion des interfaces et de plus en plus importante à ce niveau hygrométrique, notamment pour une profondeur de passe de 300 μm comme le montre la **figure 4.5 (f)**.

La **figure 4.6** montre des observations microscopiques des surfaces usinées sur le régime hygrométrique saturé. Le cisaillement des fibres de lin sur ce régime s'est nettement amélioré puisque la forme des sections des fibres élémentaires est parfaitement visible à travers les images microscopiques. Cependant, les zones de décohésion interfaciale augmentent avec la hausse de la durée d'immersion dans l'eau.

Les observations microscopiques des **figures 4.5** et **4.6** ainsi que le comportement hygromécanique des agrocomposites décrits dans la section 5 du chapitre 1 démontrent un effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites lin/PLA. En régime hygrométrique transitoire, le comportement de coupe des fibres de lin dépend de la teneur en eau qui augmente avec le temps d'immersion. Le cisaillement des fibres de lin est imparfait sans immersion dans l'eau et devient encore moins efficace lorsque la durée d'immersion dans l'eau le temps augmente jusqu'à la valeur critique de 7 jours identifiée dans la section 2.4 de ce chapitre. À ce stade hygrométrique, ce comportement peut-être expliqué par le fait que les premières molécules d'eau infiltrées se fixent sur les groupements hydroxyles des composantes hydrophiles des fibres de lin et jouent le rôle d'un plastifiant, ce qui diminue la rigidité des fibres comme il a été expliqué dans la section 5 du chapitre 1. Par conséquent, la qualité de cisaillement des fibres de lin se réduit parce que le cisaillement des fibres végétales en usinage est plus efficace lorsque la rigidité des fibres est plus élevée [138,163].

A partir de la valeur critique de 7 jours d'immersion, le cisaillement des fibres s'est amélioré avec l'augmentation du temps d'immersion. Ce comportement peut-être dû au changement des propriétés mécaniques des fibres de lin au-delà de 7 jours d'immersion qui correspond à une teneur en eau d'environ 4,5% dans l'agrocomposite. En effet, les microfibrilles de cellulose subissent un glissement interne à partir de cette valeur seuil de teneur en eau et se réorientent vers l'axe de la fibre ce qui mène à une augmentation de la rigidité de la fibre comme il a été

montré dans la section 5 du chapitre 1. Cette nouvelle configuration microfibrillaire contribue à l'amélioration du cisaillement des fibres de lin pendant l'opération de coupe.

Lorsque les agrocomposites lin/PLA atteignent leur saturation hygrométrique, la teneur en eau ainsi que les propriétés mécaniques deviennent constantes (voir la section 5 du chapitre 1), ce qui explique la qualité de cisaillement identique des fibres de lin observée vers la fin du régime hygrométrique transitoire et partout sur le régime hygrométrique saturé. En revanche, la durée de présence de l'eau dans la structure de l'agrocomposite endommage progressivement les interfaces entre les fibres élémentaires de lin et la matrice PLA lors de la coupe. Ces défauts deviennent plus importants après la saturation hygrométrique et ceci peut-être lié à l'endommagement des interfaces par l'hydrolyse des chaînes moléculaires de la matrice polymère resté activé en présence de l'eau dans la structure de l'agrocomposite comme discuté dans la section 5 du chapitre 1. Le phénomène d'hydrolyse contribue à une amplification de la détérioration de la matrice polymère à partir des interfaces parce que ces dernières constituent les surfaces de contact avec les molécules d'eau absorbées par les fibres élémentaires de lin. Ceci peut-être à l'origine de la hausse des zones de décohésion avec l'augmentation de la durée d'immersion sur le régime hygrométrique saturé (voir **figure 4.6**). La rupture des interfaces est plus remarquable en augmentant la profondeur de passe puisque les efforts d'usinage sont plus importants (voir **figure 4.4**).

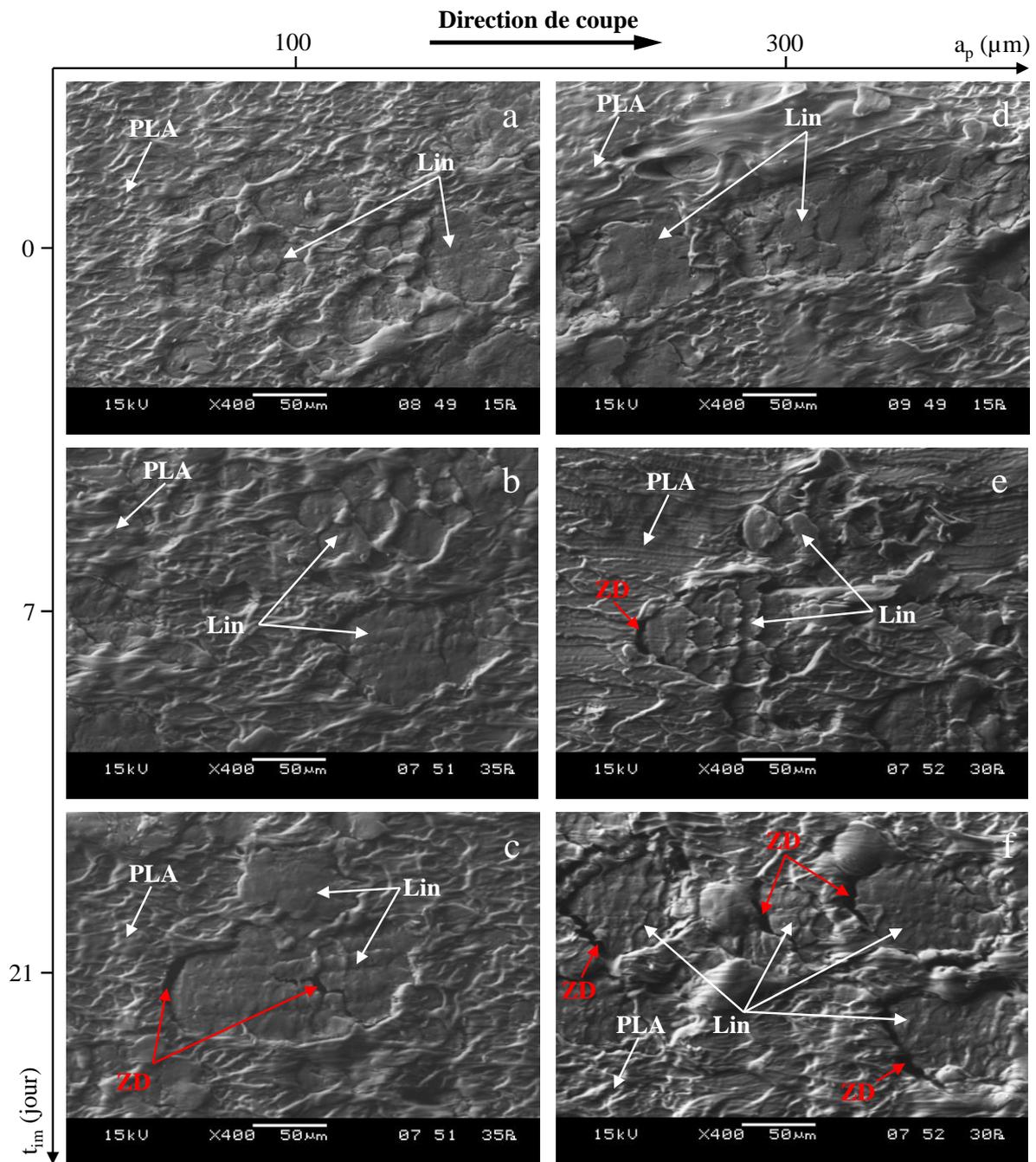


Figure 4.5. Images microscopiques des surfaces usinées des agrocomposites lin/PLA en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion en régime hygrométrique transitoire. ZD signifie les zones de décohésion

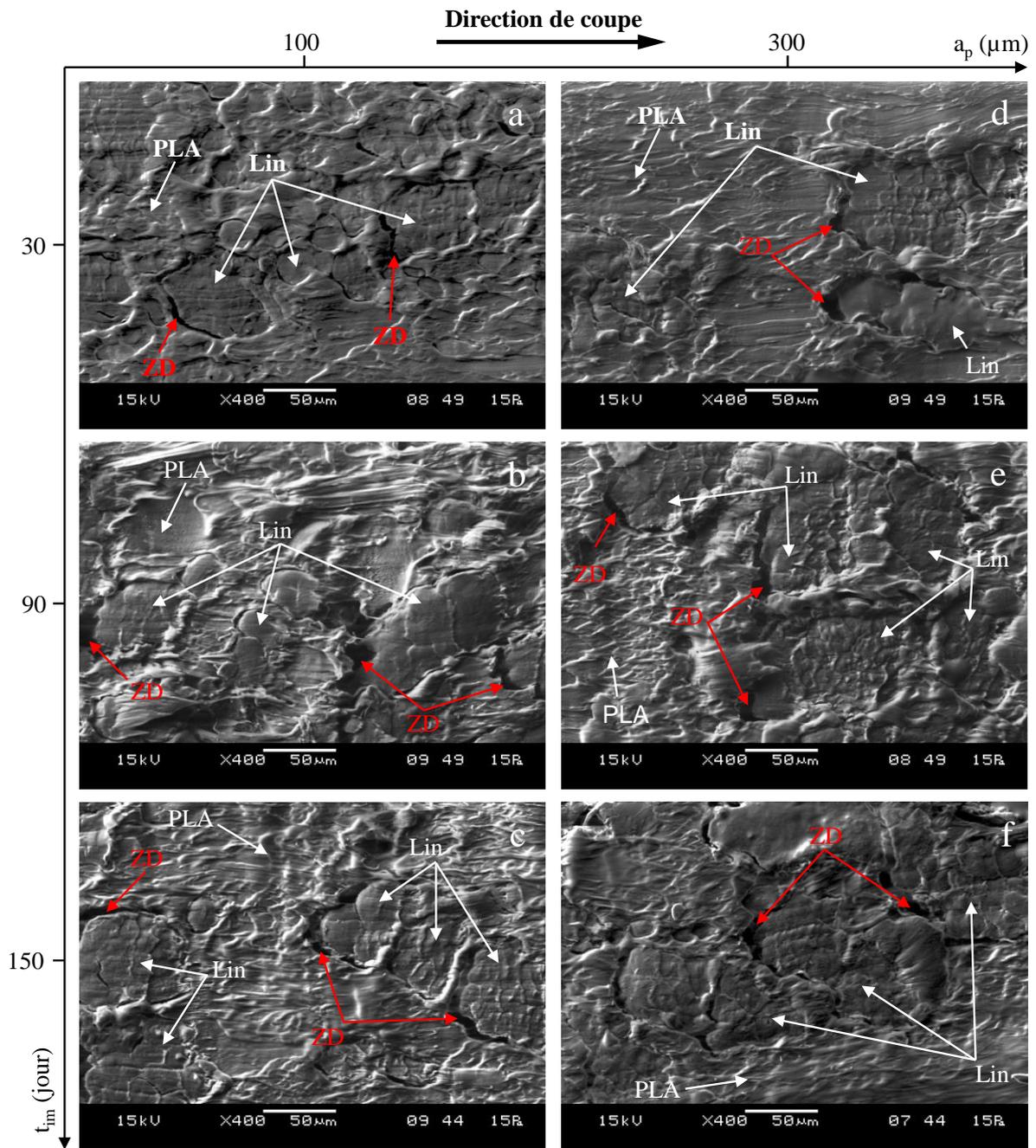


Figure 4.6. Images microscopiques des surfaces usinées des agrocomposites lin/PLA en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion en régime hygrométrique saturé. ZD signifie les zones de décohesion

2.5 Effet hygrométrique sur la rugosité des surfaces usinées

Les mesures topographiques ont été réalisées conformément au protocole expérimental décrit dans le chapitre 2. La **figure 4.7** montre que le comportement topographique reproduit les phénomènes de coupe présentés dans les observations microscopiques de la section 2.4 de ce chapitre. En effet, la rugosité des surfaces usinées augmente avec la hausse de la profondeur de passe dans les deux régimes hygrométriques. En régime transitoire, la rugosité de surface augmente avec l'élévation de la durée d'immersion jusqu'à atteindre 7 jours d'immersion. Ensuite, la rugosité de surface diminue avec l'augmentation de la durée d'immersion. Ce résultat correspond aux observations microscopiques de la **figure 4.5** où l'augmentation de la rugosité de surface est causée par les extrémités de fibres non coupées dues au cisaillement imparfait des fibres. Après 7 jours d'immersion, la rugosité de surface diminue grâce à l'amélioration du cisaillement des fibres mais elle n'atteint pas les valeurs initiales sans immersion hygrométrique à cause des zones de décohésion induites qui contribuent à l'augmentation de la rugosité de surface. Par ailleurs, le régime saturé montre une augmentation de la rugosité surface lorsque le temps d'immersion augmente, ce qui est dû à une extension des zones de décohésion entre les fibres et la matrice sur les surfaces usinées à cause de l'endommagement des interfaces.

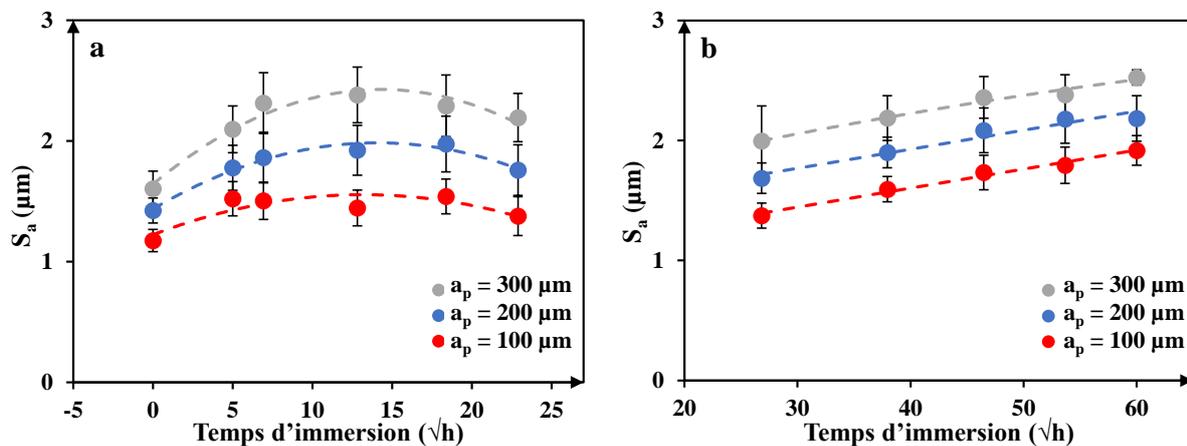


Figure 4.7. Évolution de la moyenne arithmétique de la rugosité des surface usinées (S_a) des agrocomposites lin/PLA en fonction de la profondeur de passe et de la durée d'immersion. (a) Régime hygrométrique transitoire et (b) régime hygrométrique saturé

3 Analyse numérique de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites

3.1 Extension du modèle micromécanique à l'hygrométrie

3.1.1 Hypothèses pour la modélisation de l'effet hygrométrique

Les travaux de Regazzi et al. [64,164] et de Le Duigou et al. [76] ont montré que la fibre végétale de lin est à l'origine de l'absorption des molécules d'eau dans l'agrocomposite lin/PLA (voir la section 5 du chapitre 1). En outre, la teneur en eau du PLA est négligeable par rapport à celle de la fibre de lin et de l'agrocomposite lin/PLA.

La teneur en eau de la fibre de lin a été estimée à partir de la teneur en eau du PLA ($\Delta W_{matrice}$) et celle de l'agrocomposite ($\Delta W_{composite}$) en utilisant la règle de mélange de Halpin et Kardos [165] transposée à la teneur en eau [71]. Cette règle de mélange s'exprime par l'équation (4.2) où v_f représente la fraction volumique du renfort fibreux :

$$\Delta W_{composite} = \Delta W_{fibre} \cdot v_f + \Delta W_{matrice} \cdot (1 - v_f) \quad (4.2)$$

La section 5.2.2 du chapitre 1 a montré que l'absorption de l'eau dégrade les propriétés mécaniques des agrocomposites sur le régime transitoire tandis que les propriétés mécaniques de la matrice ne sont pas significativement influencées par l'hygrométrie. Sur la base de ces résultats et pour simplifier la modélisation, les hypothèses présentées ci-dessous ont été considérées dans la modélisation éléments finis :

- Puisque les propriétés mécaniques des agrocomposites lin/PLA sont affectées uniquement en régime hygrométrique transitoire, la modélisation par éléments finis de la coupe des agrocomposites sera réalisée uniquement en régime hygrométrique transitoire.
- L'effet hygrométrique sur le comportement mécanique du PLA a été négligé.
- Sur la base des travaux expérimentaux, l'effet hygrométrique sur les interfaces n'est pas considéré en régime transitoire. Tout impact sur les interfaces en changeant les conditions hygrométriques lors de la coupe sera induit par le comportement hygromécanique des fibres de lin.

3.1.2 Modélisation du comportement hygro-mécanique des fibres de lin

3.1.2.1 Comportement hygro-élastique des fibres de lin

La section 7 du chapitre 1 a montré que le comportement hygro-élastique des fibres végétales est modélisé par l'équation (1.13) qui représente une extension de la loi d'élasticité de Hooke avec une prise en compte de la dilatation hygroscopique engendrée par le gonflement hygrométrique de la fibre végétale. La littérature a révélé que cette expansion hygrométrique des fibres végétales est anisotrope et elle est très significative dans la direction radiale de la fibre par rapport à sa direction axiale. Le gonflement hygrométrique est beaucoup plus important dans une fibre végétale élémentaire seule [79] que dans un agrocomposité [118]. Ceci peut-être expliqué par la résistance de la matrice aux gonflements hygrométriques libres des fibres végétales, limitant ainsi leur expansion hygrométrique. De ce fait, l'équation (1.13) a été simplifiée en négligeant l'expansion hygrométrique telle que :

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl}(M) \cdot \varepsilon_{kl} \quad (4.3)$$

À cause du manque des données de la littérature sur les propriétés hygro-mécaniques des fibres de lin, et puisque les fibres végétales libériennes présentent la même structure cellulosique, les propriétés hygro-élastiques de la fibre de lin implémentées dans leur matrice de rigidité ont été déterminées à partir des résultats de l'étude de Placet et al. [55] sur les fibres de chanvre tout en représentant l'évolution du module de Young normalisé des fibres de chanvre en fonction de la teneur en eau (voir **figure 4.8**).

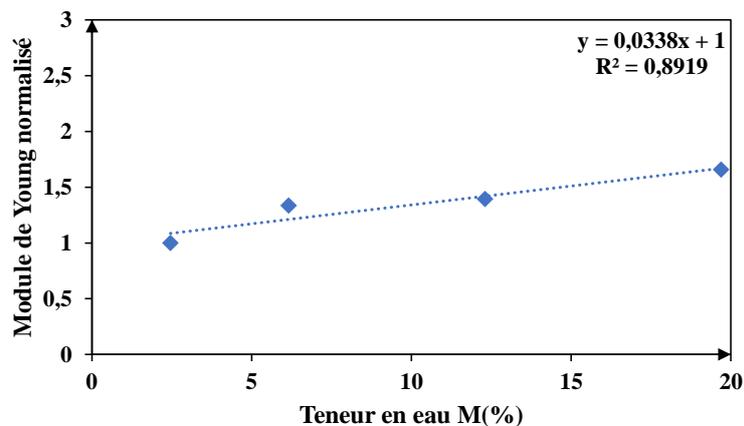


Figure 4.8. Évolution du module de Young normalisé normalisée des fibres de chanvres en fonction de la teneur en eau [55]

D'après la **figure 4.8**, l'évolution normalisée du module de Young en fonction de la teneur en eau est régie par l'équation (4.4) :

$$f(M) = a.M + b \quad (4.4)$$

$$\text{Avec } a = 0.0338 \text{ et } b = 1$$

La fonction d'évolution hygro-élastique ($f(M)$) est appliquée aux propriétés initiales de la fibre de lin telle que :

$$E_{ij}^H(t) = E_{ij}^0 \cdot f(M), i = j \quad (4.5)$$

$$G_{ij}^H(t) = G_{ij}^0 \cdot f(M), i \neq j \quad (4.6)$$

E_{ij}^0 et G_{ij}^0 sont les valeurs des propriétés élastiques initiales de la fibre de lin sans conditionnement hygrométrique et sont données dans le **tableau 3.1** du chapitre 3.

Les données expérimentales de Placet et al. [55] utilisées dans cette modélisation ont été représentées en fonction de la teneur en eau au lieu du taux d'humidité relative. Cette conversion a été établie sur la base des résultats des travaux de Stamboulis et al. [48] sur les fibres de lin (voir **figure 4.9**) en supposant que les fibres de lin et les fibres chanvres ont la même cinétique de diffusion puisqu'elles ont la même structure cellulosique et possèdent des compositions chimiques quasi-similaires.

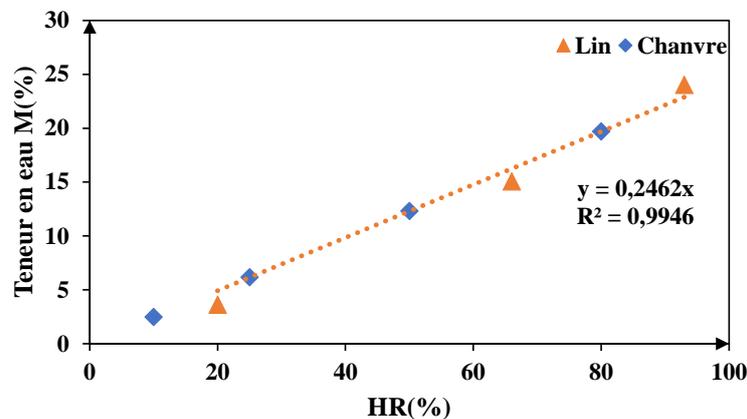


Figure 4.9. Évolution de la teneur dans les fibres de lin [48] et de chanvre (estimée)

La **figure 4.9** montre que l'évolution de la teneur en eau en fonction de l'humidité relative dans les fibres végétales suit une variation linéaire croissante et l'équation (4.7) permet ainsi de décrire l'évolution de la teneur en eau en fonction du taux d'humidité relative.

$$M(HR\%) = c * HR(\%) \quad (4.7)$$

$$\text{Avec } c = 0.2462$$

3.1.2.2 Comportement hygro-plastique des fibres de lin

Afin d'estimer la réponse hygro-plastique des fibres de lin en conditions hygrométriques, l'évolution de la résistance à la traction normalisée des fibres de chanvre a été déterminée à partir de [55] pour estimer le comportement hygro-plastique des fibres de lin (voir **figure 4.10**).

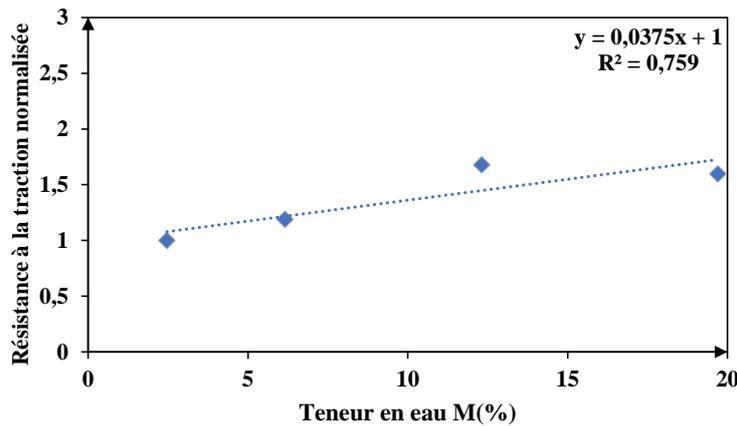


Figure 4.10. Évolution de la résistance à la traction normalisée des fibres de chanvres en fonction de la teneur en eau [55]

Sur la base des résultats de la **figure 4.10**, l'équation (4.8) définit la fonction d'évolution de la résistance mécanique normalisée.

$$g(M) = d.M + e \quad (4.8)$$

$$\text{Avec } d = 0.0375 \text{ et } e = 1$$

Pour une condition hygrométrique donnée, les contraintes hygro-plastiques des fibres de lin σ_p^H ont été estimées en multipliant les contraintes plastiques initialement implémentées dans le modèle micromécanique (σ_p^0) (qui correspondent à l'état initial sans immersion) par la fonction d'évolution $g(M)$ selon l'équation suivante :

$$\sigma_p^H(M) = \sigma_p^0 \cdot g(M) \quad (4.9)$$

D'après les résultats des travaux de placet et al. [55], le conditionnement hygrométrique n'a pas d'influence significative sur la déformation à la rupture (voir **figure 4.11**). Par conséquent, l'effet hygrométrique sur la déformation plastique a été négligé dans la modélisation.

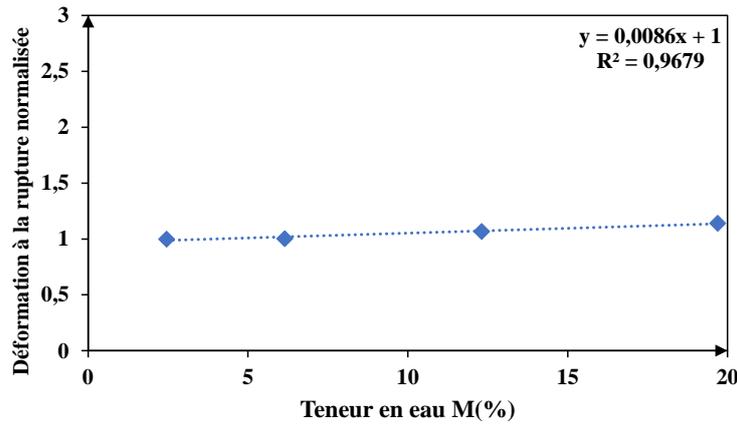


Figure 4.11. Évolution de la déformation à la rupture normalisée des fibres de chanvre en fonction de la teneur en eau [55]

En conditions hygrométriques, l'anisotropie plastique des fibres de lin a été modélisée par la fonction Potentiel de Hill étendue à l'hygrométrie via l'équation (4.10)

$$f^H(\sigma^H) = \sqrt{\frac{F^H}{2}(\sigma_{33}^H - \sigma_{22}^H)^2 + \frac{G^H}{2}(\sigma_{11}^H - \sigma_{33}^H)^2 + \frac{H^H}{2}(\sigma_{11}^H - \sigma_{22}^H)^2 + L^H(\sigma_{12}^H)^2 + M^H(\sigma_{13}^H)^2 + N^H(\sigma_{23}^H)^2} \quad (4.10)$$

Les paramètres F^H, G^H, H^H, L^H, M^H et N^H qui s'expriment en fonction des coefficients d'anisotropie R_{ij}^H sont indépendants de l'hygrométrie puisqu'ils sont définis comme étant un ratio de contraintes hygro-plastiques maximales

3.1.2.3 Critère d'endommagement hygro-mécanique des fibres de lin

Le critère d'endommagement ductile utilisé dans le modèle micromécanique de coupe dépend principalement de deux variables internes : la déformation à la rupture ε_{eq}^{**} et le taux de triaxialité des contraintes η (Voir le chapitre 3). Puisque l'effet hygrométrique sur la déformation à la rupture a été négligé dans la modélisation et que le taux de triaxialité des contraintes est un ratio des contraintes hygro-plastiques, et donc indépendant de l'hygrométrie, le critère d'endommagement ductile n'est pas considéré dépendant de l'hygrométrie dans la modélisation par éléments finis.

3.1.3 Modélisation de la cinétique d'absorption

Plusieurs travaux scientifiques se sont intéressés à la modélisation de la cinétique d'absorption de l'eau dans les agrocomposites [75,166,167] en utilisant le modèle analytique de Fick. C'est dans ce cadre que la loi de Fick unidimensionnelle a été utilisée dans la présente étude pour prédire la diffusion de l'eau dans le composite lin/PLA. L'unidimensionnalité de la loi a été adoptée puisque la diffusion de l'eau se fait à travers la direction longitudinale des fibres de lin unidirectionnelles. Ainsi, la loi de Fick unidimensionnelle peut exprimer la teneur en eau dans l'agrocomposite ($M(t)$) en fonction de la teneur en eau à la saturation (M_∞), du coefficient de diffusion (D), de l'épaisseur de l'agrocomposite (h) et du temps d'immersion (t) en utilisant l'équation (4.11) [75,166,167]:

$$M(t) = M_\infty \left(1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{i=1}^{20} \frac{1}{(2k-1)^2} \exp \left[-\frac{(2k-1)^2 \cdot D \cdot \pi^2}{h^2} \cdot t \right] \right) \quad (4.11)$$

L'équation (4.11) a été simplifiée pour modéliser séparément la diffusion sur les deux régimes hygrométriques. La loi de diffusion de Fick est décrite alors par l'équation (4.12) en régime transitoire et par l'équation (4.13) en régime saturé [75,167].

$$\frac{M(t)}{M_\infty} = \frac{4}{h} \sqrt{\frac{D \cdot t}{\pi}} \quad (4.12)$$

$$\frac{M(t)}{M_\infty} = 1 - \exp \left[-7.3 \cdot \left(\frac{Dt}{h^2} \right)^{0.75} \right] \quad (4.13)$$

Puisque la présente étude s'intéresse au régime hygrométrique transitoire, le coefficient de diffusion « D » a été identifié expérimentalement à partir de l'équation (4.12) via la détermination de la teneur en eau à la saturation et la pente (k) de la courbe expérimentale de diffusion (voir **figure 4.12**). Ainsi, le coefficient de diffusion s'exprime par l'équation (4.14) [75,167–169] et il est égal à $1,22 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^2/\text{s}$.

$$D = \pi \left(\frac{k \cdot h}{4 \cdot M_\infty} \right)^2 \quad (4.14)$$

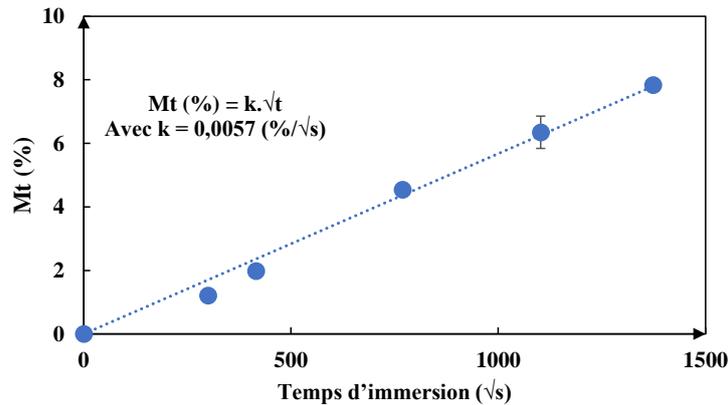


Figure 4.12. Identification de la pente du gain de masse expérimental sur le régime transitoire pour détermination du coefficient de diffusion de l'agro-composite lin/PLA

3.1.4 Processus numérique pour la prise en compte de l'effet hygrométrique

La **figure 4.13** montre la procédure numérique adoptée pour prendre en compte l'effet hygrométrique dans le modèle micromécanique. En effet, la présente modélisation numérique prend en compte la durée d'immersion comme seule variable d'entrée. À partir de cette variable, la teneur en eau dans l'agrocomposite lin/PLA est calculée en utilisant la loi de Fick donnée par l'équation (4.13). Ensuite, la teneur en eau dans les fibres de lin est calculée via l'équation (4.2) où la teneur en eau de la matrice a été déterminé à partir de [64].

Après le calcul de la teneur en eau dans les fibres de lin pour une condition hygrométrique donnée, le comportement mécanique des fibres de lin est modifié à partir des fonctions d'évolution hygrométrique avant de procéder au calcul dynamique explicite pour modéliser la coupe. Toutes les lois de comportements étendues à l'hygrométrie ont été implémentés dans le code Abaqus/Explicit dans le script du modèle.

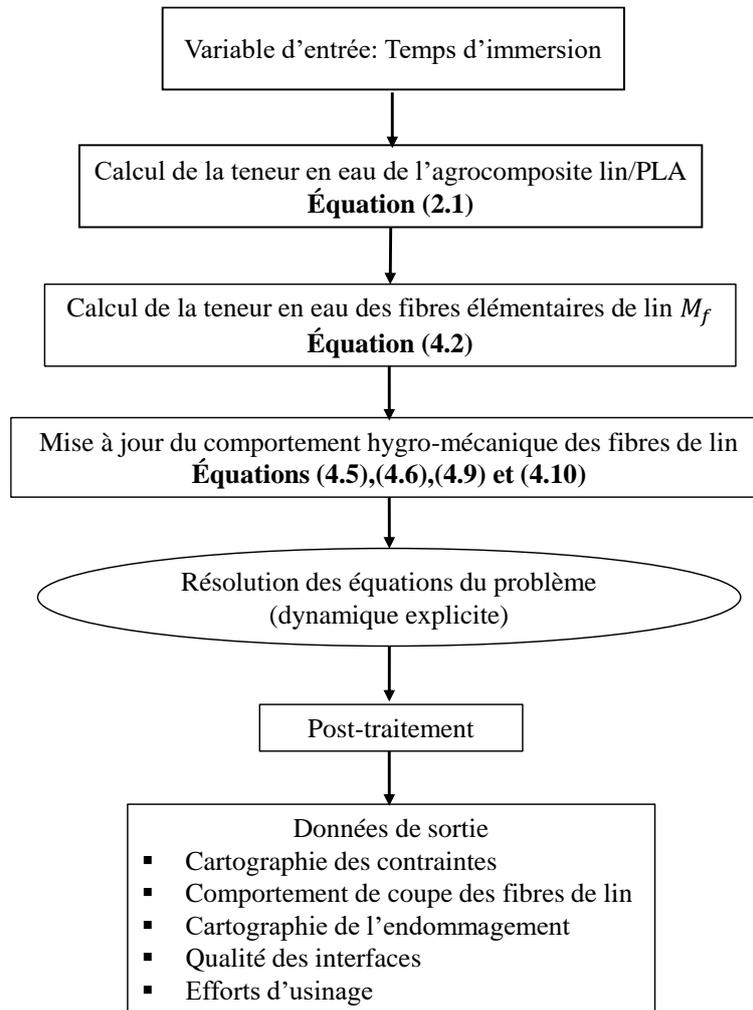


Figure 4.13. Procédure numérique pour la prise en compte de l'effet hygrométrique dans le modèle micromécanique

4 Étude paramétrique du modèle micromécanique étendu à l'hygrométrie

La **figure 4.14** présente une comparaison des efforts d'usinage numériques confrontés à ceux issus des essais expérimentaux en fonction du temps d'immersion des échantillons dans l'eau. Les données numériques de cette section sont obtenues en utilisant un coefficient de frottement homogène de 0.1 conformément aux résultats numériques du chapitre 3. La **figure 4.14 (a)** montre que le modèle micromécanique reproduit correctement les efforts de coupe expérimentaux du composite lin/PLA à chaque condition hygrométrique. En ce qui concerne les efforts de poussée, la **figure 4.14 (b)** montre que les efforts de poussée sont correctement prédits dans le cas d'une coupe sans conditionnement hygrométrique (i.e. sans immersion dans l'eau). En revanche, les efforts de poussée numériques divergent des données expérimentales

au fur et à mesure que la durée d'immersion augmente. En se basant sur les résultats numériques du chapitre 3, la divergence des efforts de poussée avec le conditionnement hygrométrique peut être attribuée à la variation du coefficient de frottement local entre l'outil de coupe et les deux constituants du composite (fibres de lin et matrice PLA) à cause de la présence d'eau dans la zone effective de coupe. De ce fait, une étude paramétrique numérique (similaire à celle proposée dans le chapitre 3) sera réalisée dans les prochaines sections afin de déterminer, à chaque condition hygrométrique, le coefficient de frottement local qui permet une prédiction correcte des efforts de poussée expérimentaux. Cela permettra ainsi de déterminer, via la modélisation numérique, l'évolution du coefficient de frottement local en fonction de la teneur en eau dans l'agrocomposite.

L'étude paramétrique numérique sera réalisée uniquement sur les configurations de coupe avec un conditionnement hygrométrique en considérant deux hypothèse :

- 1^{ère} hypothèse : Homogénéité du frottement outil/matière : le coefficient de frottement entre l'outil et la fibre de lin (μ_f) varie de la même manière que celui entre l'outil et la matrice PLA (μ_m) en fonction des conditions hygrométriques.
- 2^{ème} hypothèse : Hétérogénéité du frottement outil/matière : puisque les fibres de lin et la matrice PLA n'ont pas les mêmes propriétés hygrométriques, l'hypothèse que μ_f varie d'une manière différente que μ_m en fonction des conditions hygrométriques sera aussi considérée et étudiée.

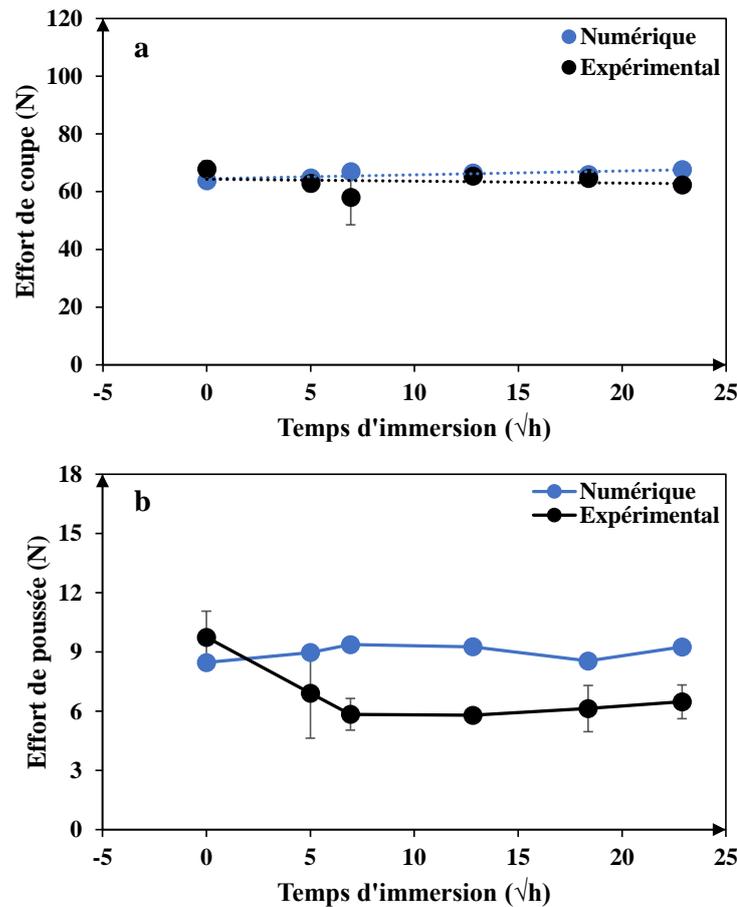


Figure 4.14. Comparaison entre les efforts d'usinage numériques et expérimentaux (a) effort de coupe (b) effort de poussée.

4.1 Hypothèse de l'homogénéité du frottement outil/matière ($\mu_f = \mu_m = \mu$)

Pour chaque condition hygrométrique, plusieurs simulations numériques de la coupe orthogonale ont été réalisées en variant le coefficient de frottement local de la même manière pour les contacts outil/fibre et outil/matrice. La **figure 4.15** montre une comparaison entre les efforts d'usinage expérimentaux et ceux issus des calculs numériques. La **figure 4.15 (a)** montre que la variation du coefficient de frottement n'influence pas significativement les efforts de coupe numériques. De plus, les efforts de coupe numériques corrént correctement avec ceux des données expérimentales. Les efforts de poussée numériques présentent en revanche une forte variabilité due à la variation du coefficient de frottement local comme le montre la **figure 4.15 (b)**. L'augmentation du coefficient de frottement dans le modèle engendre une réduction considérable des efforts de poussée numériques.

Pour une durée d'immersion d'un jour, un coefficient de frottement de 0.15 permet d'avoir une corrélation correcte entre les efforts de poussée numériques et expérimentaux. À partir de deux jours d'immersion, la valeur du coefficient de frottement qui génère une corrélation correcte entre les efforts de poussée numériques et expérimentaux passe de 0.15 à 0.2. Cela montre que l'absorption d'eau dans l'agrocomposite engendre une augmentation du coefficient de frottement local entre l'outil et les deux constituants du composite lin/PLA. L'évolution du coefficient de frottement en fonction de l'absorption d'eau atteint une limite stable de 0.2 après deux jours d'immersion. Ceci peut-être attribué à la saturation de la zone de coupe active (i.e. 100 μm de profondeur de passe) en eau.

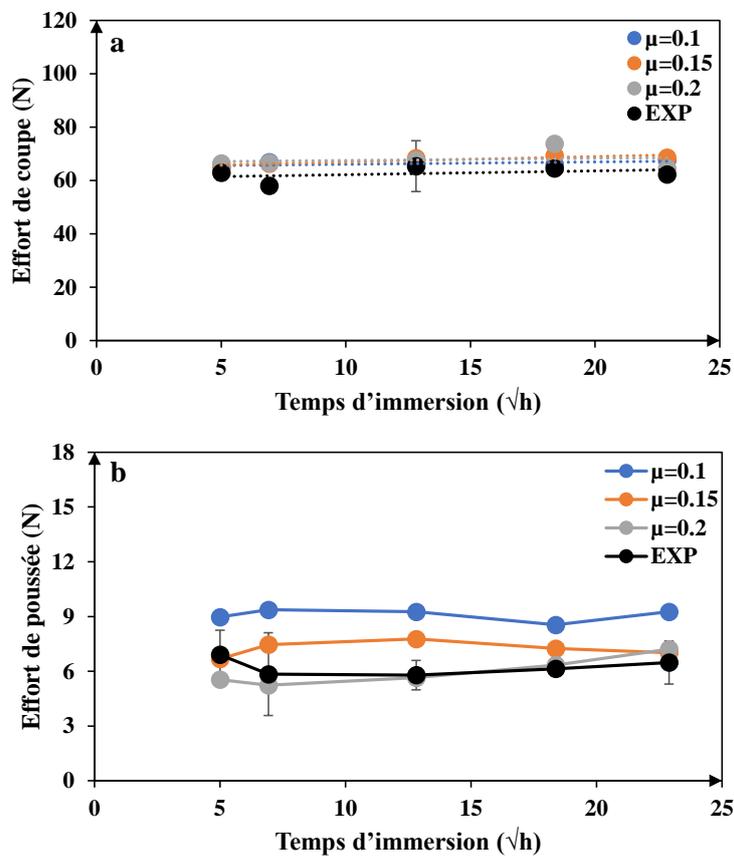


Figure 4.15. Comparaison entre les efforts d'usinage numériques et expérimentaux pour différentes valeurs du coefficient de frottement local (a) effort de coupe (b) effort de poussée.

4.2 Hypothèse de l'hétérogénéité du frottement outil/matière ($\mu_f \neq \mu_m$)

Dans le cadre de l'hypothèse de l'hétérogénéité du frottement outil/matière, les calculs numériques sont effectués en fixant μ_m et en variant μ_f comme montré dans la **figure 4.16** et la **figure 4.17**.

La **figure 4.16** montre que les efforts de coupe numériques ne sont pas significativement influencés par la variation du coefficient de frottement local entre l'outil de coupe et les constituants de l'agrocomposite, ce qui correspond aux résultats obtenus dans la **figure 4.15 (a)** avec l'hypothèse d'un coefficient de frottement homogène.

La **figure 4.17** montre que la variation du coefficient de frottement local de la matrice μ_m et de la fibre μ_f entraîne une variabilité significative des efforts de poussée numériques. En augmentant le coefficient de frottement de la matrice, les efforts de poussée numériques convergent vers les valeurs expérimentales. Pour une durée d'immersion d'un jour, la **figure 4.17 (b)** montre une corrélation correcte entre les efforts de poussée numériques et expérimentaux avec $\mu_f = 0.15$ et $\mu_m = 0.15$. Au-delà d'un jour d'immersion, la **figure 4.17 (c)** montre une corrélation correcte entre les efforts de poussée numériques et expérimentaux avec $\mu_f = 0.2$ et $\mu_m = 0.2$. Ce constat rejoint l'hypothèse d'un coefficient de frottement homogène qui montre que le frottement local de coupe des agrocomposites évolue de la même manière en fonction des conditions hygrométriques et ceci indépendamment de l'hétérogénéité du matériau.

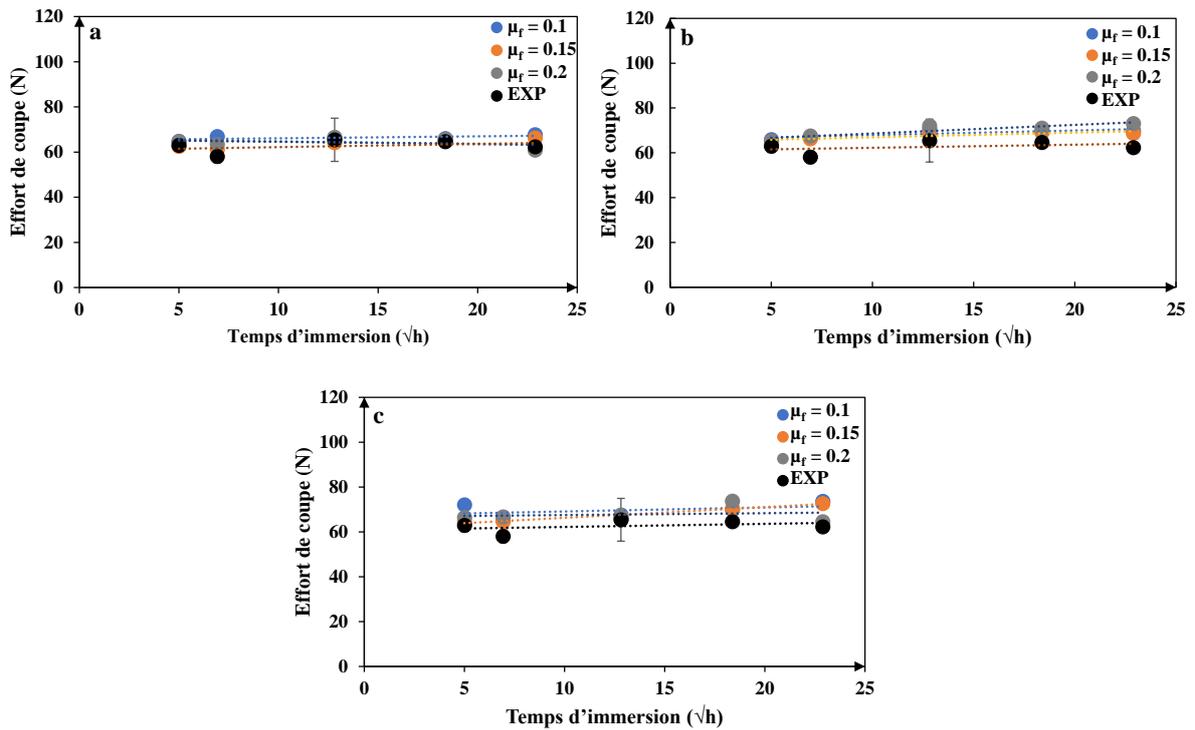


Figure 4.16. Comparaison entre les efforts de coupe numériques et expérimentaux pour différentes valeurs du coefficient de frottement local (a) $\mu_m = 0.1$ (b) $\mu_m = 0.15$ (c) $\mu_m = 0.2$

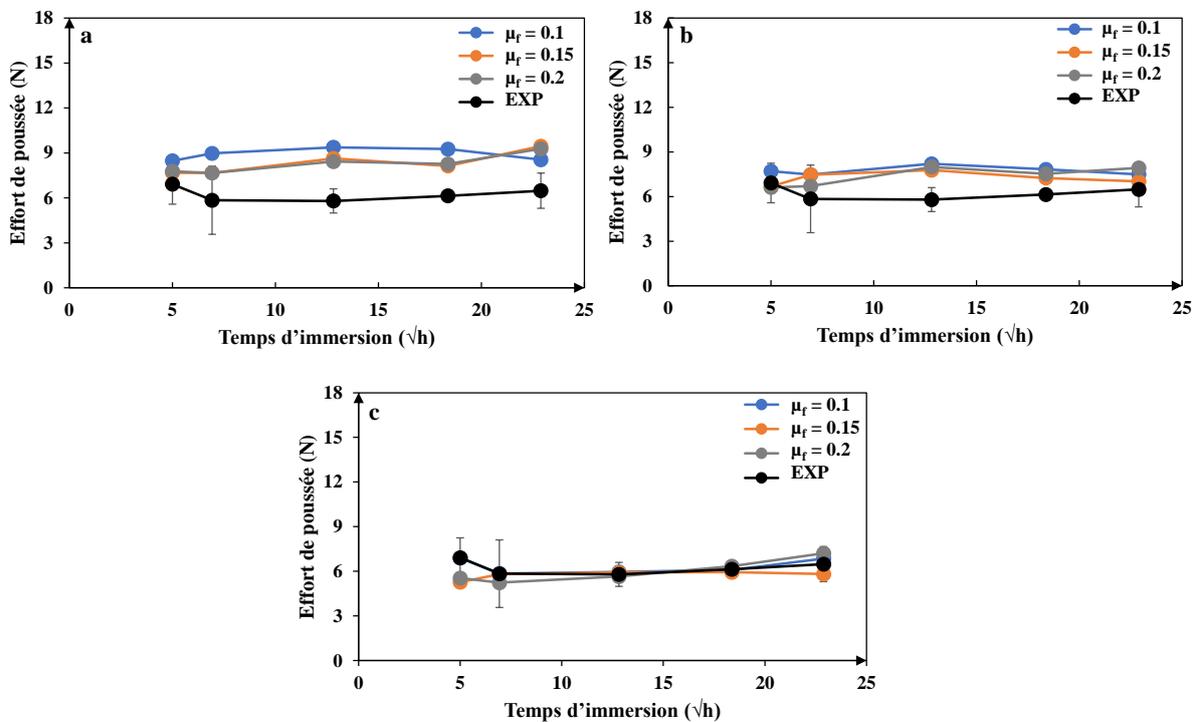


Figure 4.17. Comparaison entre les efforts de poussée numériques et expérimentaux pour différentes valeurs du coefficient de frottement local (a) $\mu_m = 0.1$ (b) $\mu_m = 0.15$ (c) $\mu_m = 0.2$

5 Modélisation de l'effet hygrométrique sur le comportement de coupe des fibres de lin

La **figure 4.18** présente le comportement de coupe numérique des fibres de lin en fonction du conditionnement hygrométrique. Ces résultats de simulation sont obtenus après avoir implémenté les coefficients de frottement déduits de la section précédente.

Sans conditionnement hygrométrique, le modèle numérique montre que les fibres de lin subissent un endommagement sub-surfacique important lors de la coupe (voir **figure 4.18 (a)**). Cet endommagement se traduit par la présence des déformations plastiques transverses du renfort fibreux dans la direction de la coupe conduisant à un cisaillement imparfait des fibres (voir **figure 4.5 (a)**).

En augmentant la durée d'immersion dans l'eau, les résultats numériques montrent une réduction de l'endommagement sub-surfacique (**figures 4.18 (b,c)**) ce qui signifie une amélioration de la qualité de cisaillement des fibres végétales. Ceci est conforme aux observations microscopiques de la **figure 4.5 (b,c)** où la forme des sections des fibres devient de plus en plus facile à distinguer. Cela montre que l'augmentation des propriétés mécaniques des fibres de lin avec l'hygrométrie entraîne une amélioration de la rigidité de contact local entre l'outil de coupe et les fibres de lin, ce qui induit un cisaillement plus efficace des fibres de lin lors de la coupe.

Le conditionnement hygrométrique montre néanmoins l'apparition de quelques zones de décohésion interfaciale entre les fibres élémentaires et aussi entre les fibres et la matrice, après 3 semaines d'immersion dans l'eau. La modélisation de l'endommagement des interfaces sous l'effet du conditionnement hygrométrique lors de la coupe fera l'objet de la prochaine section de ce chapitre.

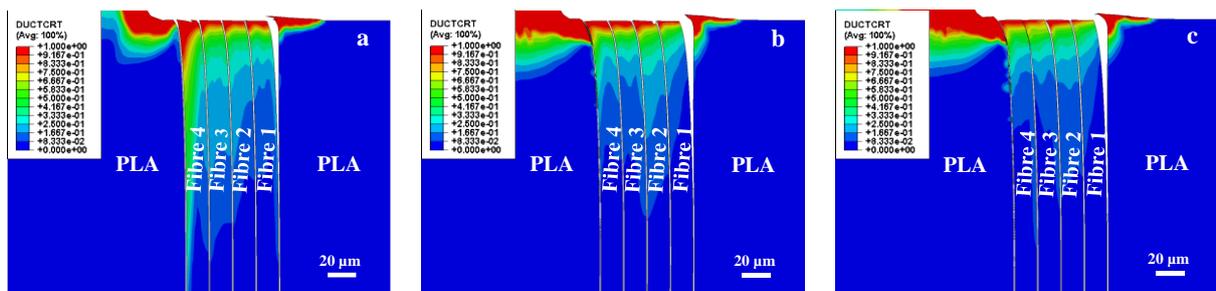


Figure 4.18. Comportement de coupe numérique des fibres de lin en fonction du degré de l'hygrométrie (a) sans immersion (b) immersion pendant une semaine (c) immersion pendant trois semaines

6 Modélisation de l'effet hygrométrique sur l'endommagement des interfaces

La **figure 4.19** présente les résultats numériques de l'effet hygrométrique sur l'évolution de l'endommagement des interfaces. L'usinage des composites lin/PLA sans conditionnement hygrométrique génère l'endommagement le plus faible des interfaces (**figure 4.19 (a)**). En augmentant le temps d'immersion dans l'eau, la propagation de l'endommagement des interfaces en volume s'intensifie (voir **figure 4.19 (b-c)**). Ceci est en total accord avec les résultats numériques et expérimentaux des **figure 4.5 (a-c)** qui montrent une dégradation et une rupture des interfaces lors de la coupe des échantillons agrocomposites avec conditionnement hygrométrique. Les résultats numériques montrent que les interfaces sont sensibles à l'effet hygrométrique même si ce dernier n'a pas été pris en compte lors de la conception du modèle. Ceci montre que le conditionnement hygrométrique induit un effet indirect sur le comportement des interfaces lors de la coupe. En effet, en régime hygrométrique transitoire, l'endommagement des interfaces est lié à la variation des propriétés mécaniques des fibres de lin en fonction du conditionnement hygrométrique. Quand les fibres deviennent plus rigides et plus résistantes avec l'augmentation de la teneur en eau, elles transmettent davantage des contraintes aux interfaces et provoquent ainsi un endommagement plus intense de ces dernières.

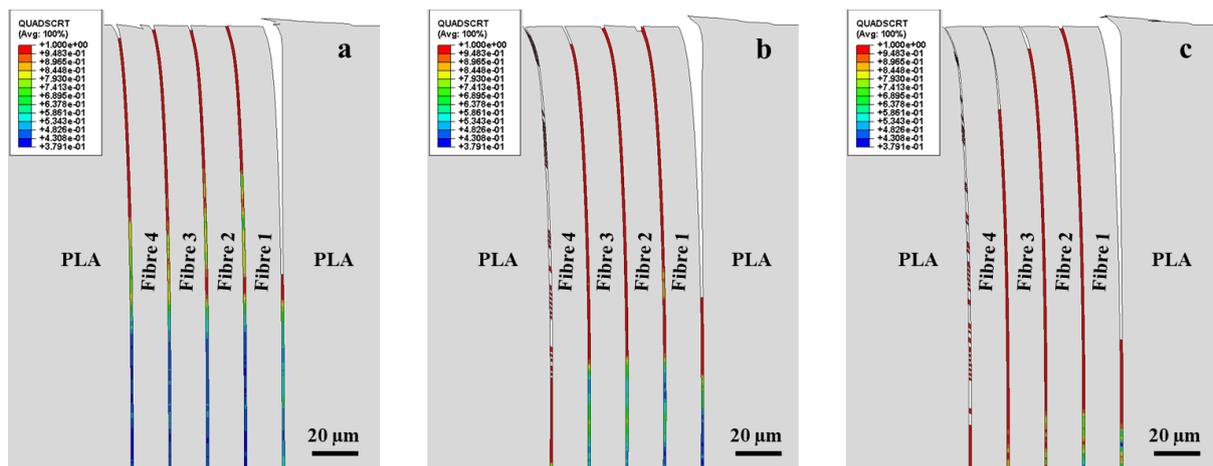


Figure 4.19. Évolution de l'endommagement sub-surficique des interfaces cohésives en fonction du degré de l'hygrométrie (a) sans immersion (b) immersion pendant une semaine (c) immersion pendant trois semaines

7 Conclusion

Ce quatrième chapitre de thèse s'est consacré à une étude à la fois expérimentale et numérique de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites. L'approche expérimentale a été réalisée en utilisant un dispositif expérimental instrumenté de coupe orthogonale avec des échantillons de composite lin/PLA conditionnés par immersion dans l'eau. L'approche numérique s'est basée sur le modèle micromécanique présentée dans le chapitre 3 auquel une extension à l'hygrométrie a été proposée dans ce chapitre.

L'usinabilité des agrocomposites s'est révélée fortement impactée par l'hygrométrie. Cela est attribué à l'infiltration des molécules d'eau dans la structure de l'agrocomposite lin/PLA, provoquant ainsi une modification du comportement mécanique des fibres végétales et une hydrolyse de la matrice au niveau des interfaces.

L'approche expérimentale a mis en évidence, via des observations microscopiques des surfaces usinées, les mécanismes de coupe des agrocomposites en fonction du conditionnement hygrométrique. Ces mécanismes sont différents entre les deux régimes hygrométriques (transitoire et saturé) et sont intimement liés au comportement hygro-mécanique des fibres végétales et des interfaces. Cela se traduit principalement par une amélioration du cisaillement des fibres et une dégradation des interfaces qui conduit à leur rupture lors de la coupe en régime hygrométrique saturé. En outre, la formation du copeau, les efforts d'usinage ainsi que la rugosité des surfaces usinées se comportent différemment sur chaque régime hygrométrique.

L'extension du modèle micromécanique à l'hygrométrie par l'implémentation du comportement hygro-mécanique des fibres de lin a permis de :

- reproduire le comportement hygro-mécanique de coupe des fibres de lin observé par les images microscopiques sur le régime hygrométrique transitoire ;
- déterminer l'évolution de l'endommagement dans les interfaces en fonction du conditionnement hygrométrique ;
- définir numériquement, via une étude paramétrique, l'évolution du coefficient de frottement local entre l'outil de coupe et les constituants de l'agrocomposite en fonction du conditionnement hygrométrique.

Conclusion générale et perspectives

Le présent travail de thèse s'est focalisé sur une étude de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites. Une première étude bibliographique a permis de montrer l'importance de la prise en compte de l'hygrométrie dans l'étude de l'usinage des agrocomposites. En effet, l'effet hygrométrique est multiéchelle et complexe dans le cas des agrocomposites. Les fibres végétales sont hydrophiles et ont la capacité d'absorber les molécules d'eau présentes dans un environnement humide. Il a été démontré que la teneur en eau dans l'agrocomposité a une influence significative sur ses propriétés mécaniques. Cette influence est différente à l'échelle des fibres élémentaires puisque, à l'échelle de la structure agrocomposité globale, les interfaces fibres/fibres et fibres/matrice sont aussi sollicitées par l'hygrométrie. De ce fait, ce projet de thèse propose la prise en compte de cet effet hygrométrique lors de l'analyse de l'usinabilité des agrocomposites via une approche expérimentale et une approche numérique.

L'approche expérimentale d'analyse repose sur un dispositif instrumenté de coupe orthogonale pour usiner des échantillons d'agrocomposité ayant subi un conditionnement hygrométrique avec immersion dans l'eau. Ce dispositif permet de récupérer les efforts d'usinage ainsi que la morphologie in-situ du copeau, tandis que la caractérisation des surfaces usinées par microscopie électronique à balayage (MEB) et interférométrie optique a permis de caractériser la qualité de coupe en fonction des conditions hygrométriques.

L'approche numérique est basée sur un modèle micromécanique bidimensionnel pour simuler le comportement de coupe d'un agrocomposité à l'échelle pertinente du renfort fibreux. Une étude paramétrique du modèle numérique a été effectuée dans un premier temps lors de ce travail de thèse pour optimiser la prédiction des efforts d'usinage. Cette étude visait l'identification du coefficient de frottement local adapté à un contact entre un outil en carbure et les différentes phases de l'agrocomposité. Ensuite, le modèle optimisé a été étendu à l'hygrométrie en implémentant des termes de dépendance à la teneur en eau dans les lois de comportement des fibres végétales.

Les résultats expérimentaux de la thèse ont montré que la coupe des agrocomposites est significativement impactée par le conditionnement hygrométrique. Cependant, l'effet hygrométrique présente des mécanismes complexes et multiéchelle lors de l'usinage. À

l'échelle microscopique, la rigidification des fibres végétales élémentaires par effet hygrométrique favorise le mécanisme de cisaillement de ces dernières et réduit ainsi leur déformation transverse. À l'échelle de la structure agrocomposite globale, la dégradation des interfaces par hydrolyse de la matrice polymère provoque des zones de décohésion au niveau des interfaces quand l'agrocomposite est sollicité par l'interaction avec l'outil de coupe. En conséquence, la qualité globale des surfaces usinées se dégrade à cause de la rupture des interfaces malgré l'amélioration du cisaillement des fibres végétales après le conditionnement hygrométrique.

Les résultats expérimentaux ont permis ensuite de valider le modèle numérique en comparant tout d'abord les efforts d'usinage. Cette comparaison a montré que les efforts de coupe sont correctement reproduits par le modèle numérique. Les efforts de poussée présentent par contre une divergence entre les valeurs numériques et expérimentales. Cette divergence s'accroît avec l'augmentation de la durée d'immersion dans l'eau. Ceci signifie que le frottement local outil/matière est modifié par la présence des molécules d'eau à l'intérieur de la structure agrocomposite. De ce fait, l'étude paramétrique décrite précédemment a été utilisée une seconde fois et a permis, en identifiant le coefficient de frottement local adapté pour chaque condition hygrométrique, de déterminer numériquement l'évolution du coefficient de frottement outil/matière en fonction de la durée du conditionnement hygrométrique. En implémentant le coefficient de frottement local correspondant à chaque condition hygrométrique, le modèle numérique a permis de reproduire correctement le comportement expérimental des fibres végétales ainsi que celui des interfaces lors de la coupe en régime hygrométrique transitoire où les propriétés mécaniques sont influencées par l'hygrométrie.

Les travaux de thèse présentés dans ce mémoire ont permis d'acquérir une compréhension avancée du comportement hygrométrique des agrocomposites lors de leur usinage. Toutefois, ce comportement hygrométrique reste complexe à maîtriser car il peut interagir avec d'autres phénomènes et d'autres facteurs. Dans cette étude, l'effet hygrométrique a été étudié d'une manière isolée en gardant toujours la température du conditionnement constante. L'état de l'art présenté dans le premier chapitre a souligné qu'il existe un couplage hygrothermique dans le comportement des agrocomposites puisque la température influence la cinétique de diffusion de l'eau dans la structure agrocomposite, en plus du comportement thermomécanique spécifique des agrocomposites identifié par des essais de nanoindentation [163]. Dans la

perspective d'une analyse scientifique plus fine des effets des facteurs climatiques sur l'usinabilité des agrocomposites, il serait nécessaire dans les futurs travaux de recherche de combiner l'humidité et la température dans les deux approches (expérimentale et numérique) d'analyse. Pour ce faire, une enceinte climatique a été fabriquée suite à ce travail de thèse et elle est actuellement en cours d'étalonnage pour assurer sa fiabilité. Elle sera ensuite utilisée dans le conditionnement hygrothermique des échantillons agrocomposites avant usinage. Le modèle numérique devra ensuite être retravaillé pour intégrer la dépendance hygrothermique tout en considérant les couplages à la fois au niveau de la loi de diffusion et dans les lois de comportement mécanique.

Références bibliographiques

- [1] F. Chegdani, Analyse multiéchelle de l'usinage des matériaux biosourcés : Application aux agrocomposites, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, 2016.
- [2] Le secteur automobile: driver pour l'émergence des biocomposites, (2018). <https://valbiomag.labiomasseenwallonie.be/news/le-secteur-automobile-driver-pour-lemergence-des-biocomposites>.
- [3] Les biocomposites: de plus en plus visibles dans l'automobile, (2020). <https://valbiomag.labiomasseenwallonie.be/news/les-biocomposites-de-plus-en-plus-visibles-dans-lautomobile>.
- [4] Biocomposites in the automotive industry: potential applications and benefits, (2019). <https://www.aimplas.net/blog/biocomposites-in-the-automotive-industry-potential-applications-and-benefits/>.
- [5] 8th Biocomposites conference, in: Cologne, 2019. <https://biocompositesc.com/>.
- [6] C. Alves, P.M.C. Ferrão, A.J. Silva, L.G. Reis, M. Freitas, L.B. Rodrigues, D.E. Alves, Ecodesign of automotive components making use of natural jute fiber composites, *J. Clean. Prod.* 18 (2010) 313–327. <https://doi.org/10.1016/j.jclepro.2009.10.022>.
- [7] A.Z.M. Rus, Polymers from renewable materials, *Sci. Prog.* 93 (2010) 285–300. <https://doi.org/10.3184/003685010X12797251639519>.
- [8] M. Pervaiz, M.M. Sain, Sheet-molded polyolefin natural fiber composites for automotive applications, *Macromol. Mater. Eng.* 288 (2003) 553–557. <https://doi.org/10.1002/mame.200350002>.
- [9] P. Balakrishnan, M.J. John, L. Pothan, M.S. Sreekala, S. Thomas, Natural fibre and polymer matrix composites and their applications in aerospace engineering, Elsevier Ltd, 2016. <https://doi.org/10.1016/b978-0-08-100037-3.00012-2>.
- [10] L. Mohammed, M.N.M. Ansari, G. Pua, M. Jawaid, M.S. Islam, A Review on Natural Fiber Reinforced Polymer Composite and Its Applications, *Int. J. Polym. Sci.* 2015 (2015) 1–15. <https://doi.org/10.1155/2015/243947>.

- [11] K.N. Bharath, S. Basavarajappa, Applications of biocomposite materials based on natural fibers from renewable resources: a review, *Sci. Eng. Compos. Mater.* 23 (2016) 123–133. <https://doi.org/10.1515/secm-2014-0088>.
- [12] Porsche uses sustainable alternative to carbon fibres for Nürburgring 24h race, (2018). <https://www.bcomp.ch/news/porsche-full-natural-fibre-bodykit/>.
- [13] T.H. Mokhothu, M.J. John, Review on hygroscopic aging of cellulose fibres and their biocomposites, *Carbohydr. Polym.* 131 (2015) 337–354. <https://doi.org/10.1016/j.carbpol.2015.06.027>.
- [14] A.K. Błędzki, A. Jaszkiwicz, M. Urbaniak, D. Stankowska-Walczak, Biocomposites in the past and in the future, *Fibres Text. East. Eur.* 96 (2012) 15–22.
- [15] J. Merotte, A. Le Duigou, A. Bourmaud, K. Behloui, C. Baley, Mechanical and acoustic behaviour of porosity controlled randomly dispersed flax/PP biocomposite, *Polym. Test.* 51 (2016) 174–180. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2016.03.002>.
- [16] C. Baley, « Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites », *Tech. l'ingénieur.* (2013).
- [17] N. Martin, N. Mouret, P. Davies, C. Baley, Influence of the degree of retting of flax fibers on the tensile properties of single fibers and short fiber/polypropylene composites, *Ind. Crops Prod.* 49 (2013) 755–767. <https://doi.org/10.1016/j.indcrop.2013.06.012>.
- [18] K. CHARLET, Contribution à l'étude de composites unidirectionnels renforcés par des fibres de lin : relation entre la microstructure de la fibre et ses propriétés mécaniques, Université de Caen, 2008.
- [19] H. S, Biotechnologies et maturations des fibres de lin, in: C. Valofibre (Ed.), Compiègne, France, 2006.
- [20] K. Oksman, High Quality Flax Fibre Composites Manufactured by the Resin Transfer Moulding Process, *J. Reinf. Plast. Compos.* 20 (2001) 621–627. <https://doi.org/10.1177/073168401772678634>.
- [21] Y. Li, B. Xue, Hydrothermal ageing mechanisms of unidirectional flax fabric reinforced epoxy composites, *Polym. Degrad. Stab.* 126 (2016) 144–158.

- <https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2016.02.004>.
- [22] F. Chegdani, M. El Mansori, New Multiscale Approach for Machining Analysis of Natural Fiber Reinforced Bio-Composites, *J. Manuf. Sci. Eng.* 141 (2018) 011004. <https://doi.org/10.1115/1.4041326>.
- [23] Z.S. Petrović, A. Guo, I. Javni, W. Zhang, *Plastics and Composites from Soybean Oil*, in: F.T. Wallenberger, N.E. Weston (Eds.), *Nat. Fibers, Plast. Compos.*, Springer US, Boston, MA, 2004: pp. 167–192. https://doi.org/10.1007/978-1-4419-9050-1_11.
- [24] O. Akampumuza, P.M. Wambua, A. Ahmed, W. Li, X.H. Qin, Review of the applications of biocomposites in the automotive industry, *Polym. Compos.* 38 (2017) 2553–2569. <https://doi.org/10.1002/pc.23847>.
- [25] Arnaud Pagès, Lina, la voiture biodégradable « la plus propre jamais conçue », *Usbeketrica.* (2017). <https://usbeketrica.com/fr/article/lina-voiture-biodegradable-propre-recyclable>.
- [26] Racing the EGT Tesla and Building a Sustainable Racetrack, (2018). <https://www.bcomp.ch/news/racing-egt-tesla-and-building-sustainable-racetrack/>.
- [27] Porsche Motorsport innovates with series production of bio-based composites, (2019). <https://www.bcomp.ch/news/porsche-innovates-with-series-production-of-bio-based-composites/>.
- [28] Gillet Vertigo pour Pikes Peak, (n.d.) 2020. <https://www.bcomp.ch/news/gillet-vertigo-for-pikes-peak/>.
- [29] HOW McLAREN IS PIONEERING THE USE OF SUSTAINABLE COMPOSITES IN F1, (2020). <https://www.mclaren.com/racing/team/natural-fibre-sustainable-composite-racing-seat/>.
- [30] J. Holbery, D. Houston, Natural-fiber-reinforced polymer composites in automotive applications, *Jom.* 58 (2006) 80–86. <https://doi.org/10.1007/s11837-006-0234-2>.
- [31] L.S. Michael Carus, Dr. Asta Eder, Lara Dammer, Dr. Hans Korte, M.B. Roland Essel, Elke Breitmayer, And, *Wood-Plastic Composites (WPC) (NFC), Natural Fibre Composites*, (2014). <http://www.bio-based.eu/markets>.

- [32] Agrice/Ademe, « Lin fibre », rapport d'étude en collaboration avec l'Agence de l'Environnement et de la Maîtrise de l'Energie et l'Institut Technique des Céréales et des Fourrages, 1998. www.ademe.fr/htdocs/publications/publipdf/lin.pdf.
- [33] S.K. Ramamoorthy, M. Skrifvars, A. Persson, A Review of Natural Fibers Used in Biocomposites : Plant , Animal and Regenerated Cellulose Fibers, *Polym. Rev.* 55:1 (2015) 37–41. <https://doi.org/10.1080/15583724.2014.971124>.
- [34] D. Jagadeesh, K. Kanny, K. Prashantha, A Review on Research and Development of Green Composites From Plant Protein-Based Polymers, *Polym. Compos.* (2015). <https://doi.org/10.1002/pc>.
- [35] R. Hossain, A. Islam, A. Van Vuure, I. Verpoest, Processing dependent flexural strength variation of jute fiber reinforced epoxy composites, *ARPJ. Eng. Appl. Sci.* 8 (2013) 514–518.
- [36] A. Melelli, F. Jamme, D. Legland, J. Beaugrand, A. Bourmaud, Microfibril angle of elementary flax fibres investigated with polarised second harmonic generation microscopy, *Ind. Crops Prod.* 156 (2020) 112847. <https://doi.org/10.1016/j.indcrop.2020.112847>.
- [37] L. Marrot, A. Lefeuvre, B. Pontoire, A. Bourmaud, C. Baley, Analysis of the hemp fiber mechanical properties and their scattering (Fedora 17), *Ind. Crops Prod.* 51 (2013) 317–327. <https://doi.org/10.1016/j.indcrop.2013.09.026>.
- [38] K. Charlet, C. Baley, C. Morvan, J.P. Jernot, M. Gomina, J. Bréard, Characteristics of Hermès flax fibres as a function of their location in the stem and properties of the derived unidirectional composites, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 38 (2007) 1912–1921. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2007.03.006>.
- [39] C. Baley, Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase, *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.* 33 (2002) 939–948. [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(02\)00040-4](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(02)00040-4).
- [40] C. Baley, *Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites*, Tech, L'ingénieu, 2013.
- [41] R.W. Truss, Natural fibers for biocomposites, *MRS Bull.* 36 (2011) 711–714.

- <https://doi.org/10.1557/mrs.2011.207>.
- [42] M.F. Ashby, The CES EduPack Database of Natural and Man-Made Materials, Cambridge Univ. 1 (2008) 1–26. Cambridge.
- [43] C. Bonnafeous, F. Touchard, L. Chocinski-Arnault, C. Dever, Analyse multi-échelle du comportement mécanique de composites tissés à fibres de chanvre. Comparaison avec le lin et le verre, *Mater. Tech.* 99 (2011) 667–682. <https://doi.org/10.1051/mattech/2011136>.
- [44] F. Chegdani, B. Takabi, M. El Mansori, B.L. Tai, S.T.S. Bukkapatnam, Effect of flax fiber orientation on machining behavior and surface finish of natural fiber reinforced polymer composites, *J. Manuf. Process.* 54 (2020) 337–346. <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.03.025>.
- [45] F. Chegdani, M. El Mansori, Mechanics of material removal when cutting natural fiber reinforced thermoplastic composites, *Polym. Test.* 67 (2018) 275–283. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2018.03.016>.
- [46] D.U. Shah, Developing plant fibre composites for structural applications by optimising composite parameters: A critical review, *J. Mater. Sci.* 48 (2013) 6083–6107. <https://doi.org/10.1007/s10853-013-7458-7>.
- [47] Y.I. Tsai, E.J. Bosze, E. Barjasteh, S.R. Nutt, Influence of hygrothermal environment on thermal and mechanical properties of carbon fiber / fiberglass hybrid composites, *Compos. Sci. Technol.* 69 (2009) 432–437. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2008.11.012>.
- [48] A. Stamboulis, C.A. Baillie, T. Peijs, Effects of environmental conditions on mechanical and physical properties of flax fibers, *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.* 32 (2001) 1105–1115. [https://doi.org/10.1016/S1359-835X\(01\)00032-X](https://doi.org/10.1016/S1359-835X(01)00032-X).
- [49] M.M. Kabir, H. Wang, K.T. Lau, F. Cardona, Chemical treatments on plant-based natural fibre reinforced polymer composites: An overview, *Compos. Part B Eng.* 43 (2012) 2883–2892. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2012.04.053>.
- [50] A. Céline, O. Gonçalves, F. Jacquemin, S. Fréour, Qualitative and quantitative assessment of water sorption in natural fibres using ATR-FTIR spectroscopy,

- Carbohydr. Polym. 101 (2014) 163–170. <https://doi.org/10.1016/j.carbpol.2013.09.023>.
- [51] I.M. De Rosa, J.M. Kenny, D. Puglia, C. Santulli, F. Sarasini, Morphological, thermal and mechanical characterization of okra (*Abelmoschus esculentus*) fibres as potential reinforcement in polymer composites, *Compos. Sci. Technol.* 70 (2010) 116–122. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.09.013>.
- [52] N. Abidi, L. Cabrales, C.H. Haigler, Changes in the cell wall and cellulose content of developing cotton fibers investigated by FTIR spectroscopy, *Carbohydr. Polym.* 100 (2014) 9–16. <https://doi.org/10.1016/j.carbpol.2013.01.074>.
- [53] R.H. Marchessault, To Cellulose and Wood Polysaccharides, *Pure Appl. Chem.* 5 (1962) 107–130.
- [54] MARY L. NELSON, ROBERT T. O’CONNOR, *JOURNAL OF APPLIED POLYMER SCIENCE*, *J. Appl. Polym. Sci.* 8 (1964) 1325–1341.
- [55] V. Placet, O. Cisse, M.L. Boubakar, Influence of environmental relative humidity on the tensile and rotational behaviour of hemp fibres, *J. Mater. Sci.* 47 (2012) 3435–3446. <https://doi.org/10.1007/s10853-011-6191-3>.
- [56] Y. Li, B. Xue, Hydrothermal ageing mechanisms of unidirectional flax fabric reinforced epoxy composites, *Polym. Degrad. Stab.* 126 (2016) 144–158. <https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2016.02.004>.
- [57] M.S.I.K.L.P.N.J. Foreman, Influence of Hygrothermal Ageing on the Physico-Mechanical Properties of Alkali Treated Industrial Hemp Fibre Reinforced Polylactic Acid Composites, (2010) 696–704. <https://doi.org/10.1007/s10924-010-0225-9>.
- [58] E.H. Saidane, D. Scida, M. Assarar, R. Ayad, *Composites : Part A* Assessment of 3D moisture diffusion parameters on flax / epoxy composites, 80 (2016) 53–60. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2015.10.008>.
- [59] M. Assarar, D. Scida, W. Zouari, E.H. Saidane, R. Ayad, Acoustic Emission Characterization of Damage in Short Hemp-Fiber Reinforced Polypropylene Composites, (2014). <https://doi.org/10.1002/pc>.
- [60] P. V Joseph, M.S. Rabello, L.H.C. Mattoso, K. Joseph, S. Thomas, *Environmental*

- effects on the degradation behaviour of sisal fibre reinforced polypropylene composites, 62 (2002) 1357–1372.
- [61] A. Chilali, M. Assarar, W. Zouari, H. Kebir, R. Ayad, Composites : Part A Effect of geometric dimensions and fibre orientation on 3D moisture diffusion in flax fibre reinforced thermoplastic and thermosetting composites, *Compos. Part A.* 95 (2017) 75–86. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2016.12.020>.
- [62] A. Malloum, A. El Mahi, M. Idriss, The effects of water ageing on the tensile static and fatigue behaviors of greenpoxy–flax fiber composites, *J. Compos. Mater.* 53 (2019) 2927–2939. <https://doi.org/10.1177/0021998319835596>.
- [63] K. Kamau-Devers, Z. Kortum, S.A. Miller, Hydrothermal aging of bio-based poly(lactic acid) (PLA) wood polymer composites: Studies on sorption behavior, morphology, and heat conductance, *Constr. Build. Mater.* 214 (2019) 290–302. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2019.04.098>.
- [64] A. Regazzi, S. Corn, P. Ienny, J.C. Bénézet, A. Bergeret, Reversible and irreversible changes in physical and mechanical properties of biocomposites during hydrothermal aging, *Ind. Crops Prod.* 84 (2016) 358–365. <https://doi.org/10.1016/j.indcrop.2016.01.052>.
- [65] A. Arbelaiz, B. Fernández, J.A. Ramos, A. Retegi, R. Llano-Ponte, I. Mondragon, Mechanical properties of short flax fibre bundle/polypropylene composites: Influence of matrix/fibre modification, fibre content, water uptake and recycling, *Compos. Sci. Technol.* 65 (2005) 1582–1592. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2005.01.008>.
- [66] M. Assarar, D. Scida, A. El Mahi, C. Poilâne, R. Ayad, Influence of water ageing on mechanical properties and damage events of two reinforced composite materials: Flax-fibres and glass-fibres, *Mater. Des.* 32 (2011) 788–795. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.07.024>.
- [67] A. Espert, F. Vilaplana, S. Karlsson, Comparison of water absorption in natural cellulosic fibres from wood and one-year crops in polypropylene composites and its influence on their mechanical properties, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 35 (2004) 1267–1276. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2004.04.004>.

- [68] E. Osman, A. Vakhguel't, I. Sbarski, S. Mutasher, Water absorption behavior and its effect on the mechanical properties of kenaf natural fiber unsaturated polyester composites, *ICCM Int. Conf. Compos. Mater.* (2011) 2–7.
- [69] A. Moudood, W. Hall, A. Öchsner, H. Li, A. Rahman, G. Francucci, Effect of Moisture in Flax Fibres on the Quality of their Composites, *J. Nat. Fibers.* 16 (2019) 209–224. <https://doi.org/10.1080/15440478.2017.1414651>.
- [70] M. Deroiné, A. Le Duigou, Y.M. Corre, P.Y. Le Gac, P. Davies, G. César, S. Bruzard, Accelerated ageing of polylactide in aqueous environments: Comparative study between distilled water and seawater, *Polym. Degrad. Stab.* 108 (2014) 319–329. <https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2014.01.020>.
- [71] A. Le Duigou, A. Bourmaud, P. Davies, C. Baley, Long term immersion in natural seawater of Flax/PLA biocomposite, *Ocean Eng.* 90 (2014) 140–148. <https://doi.org/10.1016/j.oceaneng.2014.07.021>.
- [72] W. Wang, X. Guo, D. Zhao, L. Liu, R. Zhang, J. Yu, Water Absorption and Hydrothermal Aging Behavior of Wood-Polypropylene Composites, (2020).
- [73] N. Jiang, T. Yu, Y. Li, Effect of Hydrothermal Aging on Injection Molded Short Jute Fiber Reinforced Poly(Lactic Acid) (PLA) Composites, *J. Polym. Environ.* 26 (2018) 3176–3186. <https://doi.org/10.1007/s10924-018-1205-8>.
- [74] D. Scida, M. Assarar, C. Poilâne, R. Ayad, Composites : Part B Influence of hydrothermal ageing on the damage mechanisms of flax-fibre reinforced epoxy composite, 48 (2013) 51–58. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2012.12.010>.
- [75] E. Muñoz, J.A. García-Manrique, Water absorption behaviour and its effect on the mechanical properties of flax fibre reinforced bioepoxy composites, *Int. J. Polym. Sci.* 2015 (2015) 16–18. <https://doi.org/10.1155/2015/390275>.
- [76] A. Le Duigou, P. Davies, C. Baley, Seawater ageing of flax/poly(lactic acid) biocomposites, *Polym. Degrad. Stab.* 94 (2009) 1151–1162. <https://doi.org/10.1016/j.polymdegradstab.2009.03.025>.
- [77] A. Chilali, W. Zouari, M. Assarar, H. Kebir, R. Ayad, Effect of water ageing on the load-unload cyclic behaviour of flax fibre-reinforced thermoplastic and thermosetting

- composites, *Compos. Struct.* 183 (2018) 309–319.
<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.03.077>.
- [78] M. Péron, A. Céline, M. Castro, F. Jacquemin, A. Le Duigou, Study of hygroscopic stresses in asymmetric biocomposite laminates, *Compos. Sci. Technol.* 169 (2019) 7–15.
<https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2018.10.027>.
- [79] A. le Duigou, J. Merotte, A. Bourmaud, P. Davies, K. Belhouli, C. Baley, Hygroscopic expansion: A key point to describe natural fibre/polymer matrix interface bond strength, *Compos. Sci. Technol.* 151 (2017) 228–233.
<https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2017.08.028>.
- [80] A. Le Duigou, P. Davies, C. Baley, Exploring durability of interfaces in flax fibre/epoxy micro-composites, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 48 (2013) 121–128.
<https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2013.01.010>.
- [81] Z.N. Azwa, B.F. Yousif, A.C. Manalo, W. Karunasena, A review on the degradability of polymeric composites based on natural fibres, *Mater. Des.* 47 (2013) 424–442.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2012.11.025>.
- [82] R. Hu, M. Sun, J. Lim, Moisture absorption , tensile strength and microstructure evolution of short jute fiber / polylactide composite in hygrothermal environment, *Mater. Des.* 31 (2010) 3167–3173. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2010.02.030>.
- [83] P. Kakanuru, K. Pochiraju, Moisture Ingress and Degradation of Additively Manufactured PLA , ABS and PLA / SiC Composite Parts, *Addit. Manuf.* 36 (2020) 101529. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101529>.
- [84] M. Habibi, L. Laperrière, H. Mahi, Effect of moisture absorption and temperature on quasi-static and fatigue behavior of nonwoven flax epoxy composite, *Compos. Part B.* 166 (2019) 31–40. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2018.11.131>.
- [85] G.Z. Xiao, M.E.R. Shanahan, Water absorption and desorption in an epoxy resin with degradation, *J. Polym. Sci. Part B Polym. Phys.* 35 (1997) 2659–2670.
[https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1099-0488\(19971130\)35:16<2659::AID-POLB9>3.0.CO;2-K](https://doi.org/10.1002/(SICI)1099-0488(19971130)35:16<2659::AID-POLB9>3.0.CO;2-K).
- [86] N. Jiang, T. Yu, Y. Li, T.J. Pirzada, T. James, Hygrothermal aging and structural damage

- of a jute / poly (lactic acid) (PLA) composite observed by X-ray tomography, *Compos. Sci. Technol.* 173 (2019) 15–23. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2019.01.018>.
- [87] H.N. Dhakal, Z.Y. Zhang, M.O.W. Richardson, SCIENCE AND Effect of water absorption on the mechanical properties of hemp fibre reinforced unsaturated polyester composites, *Compos. Sci. Technol.* 67 (2007) 1674–1683. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2006.06.019>.
- [88] T. Nilsson, P.J. Gustafsson, Influence of dislocations and plasticity on the tensile behaviour of flax and hemp fibres, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 38 (2007) 1722–1728. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2007.01.018>.
- [89] C. Poilâne, Z.E. Cherif, F. Richard, A. Vivet, B. Ben Doudou, J. Chen, Polymer reinforced by flax fibres as a viscoelastoplastic material, *Compos. Struct.* 112 (2014) 100–112. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.01.043>.
- [90] F. Richard, C. Poilâne, H. Yang, F. Gehring, E. Renner, A viscoelastoplastic stiffening model for plant fibre unidirectional reinforced composite behaviour under monotonic and cyclic tensile loading, *Compos. Sci. Technol.* 167 (2018) 396–403. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2018.08.020>.
- [91] A. Rubio-López, A. Olmedo, C. Santiuste, Modelling impact behaviour of all-cellulose composite plates, *Compos. Struct.* 122 (2015) 139–143. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.11.072>.
- [92] T. Huber, S. Bickerton, J. Müssig, S. Pang, M.P. Staiger, Flexural and impact properties of all-cellulose composite laminates, *Compos. Sci. Technol.* 88 (2013) 92–98. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2013.08.040>.
- [93] A. Rubio-López, T. Hoang, C. Santiuste, Constitutive model to predict the viscoplastic behaviour of natural fibres based composites, *Compos. Struct.* 155 (2016) 8–18. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.08.001>.
- [94] F. Trivaudey, V. Placet, V. Guicheret-Retel, M.L. Boubakar, Nonlinear tensile behaviour of elementary hemp fibres. Part II: Modelling using an anisotropic viscoelastic constitutive law in a material rotating frame, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 68 (2015) 346–355. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.10.020>.

- [95] V. Placet, O. Cissé, M. Lamine Boubakar, Nonlinear tensile behaviour of elementary hemp fibres. Part I: Investigation of the possible origins using repeated progressive loading with in situ microscopic observations, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 56 (2014) 319–327. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2012.11.019>.
- [96] J. Sliseris, L. Yan, B. Kasal, Numerical modelling of flax short fibre reinforced and flax fibre fabric reinforced polymer composites, *Compos. Part B Eng.* 89 (2016) 143–154. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2015.11.038>.
- [97] A. Pantano, B. Zuccarello, Numerical model for the characterization of biocomposites reinforced by sisal fibres, *Procedia Struct. Integr.* 8 (2018) 517–525. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2017.12.051>.
- [98] V. Keryvin, M. Lan, A. Bourmaud, T. Parenteau, L. Charleux, C. Baley, Analysis of flax fibres viscoelastic behaviour at micro and nano scales, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 68 (2015) 219–225. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.10.006>.
- [99] N. Kumar, D. Das, B. Neckář, Effect of fiber orientation on tensile behavior of biocomposites prepared from nettle and poly(lactic acid) fibers: Modeling & experiment, *Compos. Part B Eng.* 138 (2018) 113–121. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.11.019>.
- [100] U. Sharan, A. Dharkar, M. Dhamarikar, A. Choudhary, D. Wasnik, *Materials Today : Proceedings Study on the effects of fiber orientation on the mechanical properties of natural fiber reinforced epoxy composite by finite element method*, *Mater. Today Proc.* (2021). <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.12.614>.
- [101] K. Liu, H. Takagi, Z. Yang, Evaluation of transverse thermal conductivity of Manila hemp fiber in solid region using theoretical method and finite element method, *Mater. Des.* 32 (2011) 4586–4589. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.04.006>.
- [102] JOHNSON and HASSELMAN, Effective thermal conductivity of particulate composites with interfacial thermal barrier resistance, *J. Compos. Mater.* 21 (1987) 508–515. <https://doi.org/10.1063/1.365209>.
- [103] J. Guillou, D. Naik, T. Munro, T. Fronk, H. Ban, From lignocellulose to biocomposite : Multi-level modelling and experimental investigation of the thermal properties of kenaf

- fiber reinforced composites based on constituent materials, 128 (2018) 1372–1381. <https://doi.org/10.1016/j.applthermaleng.2017.09.095>.
- [104] E. BEHRENS, Thermal Conductivities of Composite Materials, *J. Compos. Mater.* 2 (1968) 17.
- [105] R.C. Progelhof, J.L. Throne, R.R. Ruetsch, Methods for predicting the thermal conductivity of composite systems: A review, *Polym. Eng. Sci.* 16 (1976) 615–625. <https://doi.org/10.1002/pen.760160905>.
- [106] G. Cueff, J. Mindeguia, V. Dréan, D. Breysse, G. Auguin, Experimental and numerical study of the thermomechanical behaviour of wood-based panels exposed to fire, *Constr. Build. Mater.* 160 (2018) 668–678. <https://doi.org/10.1016/j.conbuildmat.2017.11.096>.
- [107] A. Beakou, K. Charlet, International Journal of Adhesion & Adhesives Mechanical properties of interfaces within a flax bundle — Part II : Numerical analysis, *Int. J. Adhes. Adhes.* 43 (2013) 54–59. <https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2013.01.013>.
- [108] K. Charlet, A. Béakou, Mechanical properties of interfaces within a flax bundle Part I: Experimental analysis, *Int. J. Adhes. Adhes.* 31 (2011) 875–881. <https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2011.08.008>.
- [109] M. Khaldi, A. Vivet, A. Bourmaud, Z. Sereir, B. Kada, Damage analysis of composites reinforced with Alfa fibers : Viscoelastic behavior and debonding at the fiber / matrix interface, 43760 (2016) 1–11. <https://doi.org/10.1002/app.43760>.
- [110] Ansys, User manual, version 13, Canonsburg, PA, USA, n.d.
- [111] R. Koh, B. Madsen, Strength failure criteria analysis for a flax fibre reinforced composite, *Mech. Mater.* 124 (2018) 26–32. <https://doi.org/10.1016/j.mechmat.2018.05.005>.
- [112] S.M. Panamoottil, R. Das, K. Jayaraman, Anisotropic continuum damage model for prediction of failure in flax/polypropylene fabric composites, *Polym. Compos.* 37 (2016) 2588–2597. <https://doi.org/10.1002/pc.23453>.
- [113] A.R.V. G Z. Voyiadjis, Experimental Damage Investigation of a SiC-Ti Aluminide Metal Matrix Composite, *Int. J. Damage Mech.* 4 (1995) 338–361.

- <https://doi.org/10.1177/07399863870092005>.
- [114] S.M. Panamoottil, R. Das, K. Jayaraman, Anisotropic Continuum Damage Model for Prediction of Failure in Flax / Polypropylene Fabric Composites, (2016). <https://doi.org/10.1002/pc>.
- [115] S. Keck, M. Fulland, Effect of fibre volume fraction and fibre direction on crack paths in flax fibre-reinforced composites, *Eng. Fract. Mech.* 167 (2016) 201–209. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2016.03.037>.
- [116] D. Vasconcellos, F. Touchard, Composites: Part A Experimental and numerical investigation of the interface between epoxy matrix and hemp yarn, *Compos. PART A.* 43 (2012) 2046–2058. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2012.07.015>.
- [117] M. Péron, A. Céline, F. Jacquemin, A. Le Duigou, Hygroscopic stresses in asymmetric biocomposite laminates submitted to various relative humidity conditions, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 134 (2020) 105896. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2020.105896>.
- [118] M. Péron, A. Céline, M. Castro, F. Jacquemin, A. Le Duigou, Study of hygroscopic stresses in asymmetric biocomposite laminates, *Compos. Sci. Technol.* 169 (2019) 7–15. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2018.10.027>.
- [119] A. Rafsanjani, D. Derome, F.K. Wittel, J. Carmeliet, Computational up-scaling of anisotropic swelling and mechanical behavior of hierarchical cellular materials, *Compos. Sci. Technol.* 72 (2012) 744–751. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.02.001>.
- [120] J. Deteix, P. Blanchet, A. Fortin, A. Cloutier, Finite element modeling of laminate wood composites hygromechanical behavior considering diffusion effects in the adhesive layers, *Wood Fiber Sci.* 40 (2008) 132–143.
- [121] D. Chandramohan, K. Marimuthu, Drilling of Natural Fiber Particle Reinforced Polymer Composite Material, *Int. J. Adv. Eng. Res. Stud. I* (2011) 134–145.
- [122] B.P. A. Athijayamani, M. Thiruchitrabalam, U. Natarajan, Influence of Alkali-Treated Fibers on the Mechanical Properties and Machinability of Roselle and Sisal Fiber Hybrid Polyester Composite A., *Polym. C.* (2010) 723–731. <https://doi.org/10.1002/pc>.

- [123] S. Jayabal, U. Natarajan, Optimization of thrust force, torque, and tool wear in drilling of coir fiber-reinforced composites using Nelder-Mead and genetic algorithm methods, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 51 (2010) 371–381. <https://doi.org/10.1007/s00170-010-2605-7>.
- [124] K. Patel, V. Chaudhary, P.P. Gohil, K. Patel, Investigation on Drilling of Banana Fibre Reinforced Composites, 1 (2015) 201–205. <https://doi.org/10.2991/cmcs-15.2015.58>.
- [125] S. Jayabal, U. Natarajan, Drilling analysis of coir-fibre-reinforced polyester composites, *Bull. Mater. Sci.* 34 (2011) 1563–1567. <https://doi.org/10.1007/s12034-011-0359-y>.
- [126] P.K. Bajpai, I. Singh, Drilling behavior of sisal fiber-reinforced polypropylene composite laminates, *J. Reinf. Plast. Compos.* 32 (2013) 1569–1576. <https://doi.org/10.1177/0731684413492866>.
- [127] S. Jayabal, S. Velumani, P. Navaneethakrishnan, K. Palanikumar, Mechanical and machinability behaviors of woven coir fiber-reinforced polyester composite, *Fibers Polym.* 14 (2013) 1505–1514. <https://doi.org/10.1007/s12221-013-1505-5>.
- [128] N. Venkateshwaran, A. ElayaPerumal, Hole quality evaluation of natural fiber composite using image analysis technique, *J. Reinf. Plast. Compos.* 32 (2012) 1188–1197. <https://doi.org/10.1177/0731684413486847>.
- [129] G. Dilli Babu, K. Sivaji Babu, B. Uma Maheswar Gowd, Optimization of machining parameters in drilling hemp fiber reinforced composites to maximize the tensile strength using design experiments, *Indian J. Eng. Mater. Sci.* 20 (2013) 385–390.
- [130] K. Mylsamy, I. Rajendran, Influence of alkali treatment and fibre length on mechanical properties of short Agave fibre reinforced epoxy composites, *Mater. Des.* 32 (2011) 4629–4640. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.04.029>.
- [131] F. Chegdani, M. El Mansori, Friction scale effect in drilling natural fiber composites, *Tribol. Int.* 119 (2018) 622–630. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.12.006>.
- [132] R. Vinayagamorthy, Analysis of cutting forces during milling of natural fibered composites using Fuzzy logic, *Int. J. Compos. Mater. Manuf.* (2012).
- [133] R. John, R. Lin, K. Jayaraman, D. Bhattacharyya, R. John, R. Lin, K. Jayaraman, D.

- Bhattacharyya, Effects of machining parameters on surface quality of composites reinforced with natural fibers, *Mater. Manuf. Process.* 36 (2021) 73–83. <https://doi.org/10.1080/10426914.2020.1813896>.
- [134] Harun and Azmi, Study the effect of milling parameters on surface roughness during milling Kenaf fibre reinforced plastic, *Adv. Environ. Biol.* 9 (2015).
- [135] J. Delahaigue, J.F. Chatelain, G. Lebrun, Machining analysis of unidirectional and bi-directional flax-epoxy composite laminates, *Proc. Inst. Mech. Eng. Part L J. Mater. Des. Appl.* 231 (2017) 196–209. <https://doi.org/10.1177/1464420716671970>.
- [136] F. Chegdani, S. Mezghani, M. El Mansori, Experimental study of coated tools effects in dry cutting of natural fiber reinforced plastics, *Surf. Coatings Technol.* 284 (2015) 264–272. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2015.06.083>.
- [137] F. Chegdani, S. Mezghani, M. El Mansori, On the multiscale tribological signatures of the tool helix angle in profile milling of woven flax fiber composites, *Tribol. Int.* 100 (2016) 132–140. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2015.12.014>.
- [138] F. Chegdani, S. Mezghani, M. El Mansori, A. Mkaddem, Fiber type effect on tribological behavior when cutting natural fiber reinforced plastics, *Wear.* 332–333 (2015) 772–779. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2014.12.039>.
- [139] G.D. Babu, K.S. Babu, B.U.M. Gowd, Effect of Machining Parameters on Milled Natural Fiber-Reinforced Plastic Composites, *J. Adv. Mech. Eng.* (2013) 1–12. <https://doi.org/10.7726/jame.2013.1001>.
- [140] A. Díaz-Álvarez, J. Díaz-Álvarez, C. Santiuste, M.H. Miguélez, Experimental and numerical analysis of the influence of drill point angle when drilling biocomposites, *Compos. Struct.* 209 (2019) 700–709. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2018.11.018>.
- [141] F. Chegdani, M. El, S.T.S. Bukkapatnam, J.N. Reddy, Micromechanical modeling of the machining behavior of natural fiber reinforced polymer composites, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* Vol. 105 (2019) 0–2.
- [142] A. Chilali, W. Zouari, M. Assarar, H. Kebir, R. Ayad, Analysis of the mechanical behaviour of flax and glass fabrics-reinforced thermoplastic and thermoset resins, *J. Reinf. Plast. Compos.* 35 (2016) 1217–1232.

- <https://doi.org/10.1177/0731684416645203>.
- [143] P. Ghidossi, M. El Mansori, F. Pierron, Edge machining effects on the failure of polymer matrix composite coupons, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 35 (2004) 989–999. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2004.01.015>.
- [144] J.W.S. Hearle, The fine structure of fibers and crystalline polymers. III. Interpretation of the mechanical properties of fibers, *J. Appl. Polym. Sci.* 7 (1963) 1207–1223. <https://doi.org/10.1002/app.1963.070070403>.
- [145] D.U. Shah, P.J. Schubel, P. Licence, M.J. Clifford, Determining the minimum, critical and maximum fibre content for twisted yarn reinforced plant fibre composites, *Compos. Sci. Technol.* 72 (2012) 1909–1917. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2012.08.005>.
- [146] S.M. Panamoottil, R. Das, K. Jayaraman, Towards a multiscale model for flax composites from behaviour of fibre and fibre/polymer interface, *J. Compos. Mater.* 51 (2017) 859–873. <https://doi.org/10.1177/0021998316654303>.
- [147] D.B. Dittenber, H.V.S. Gangarao, Critical review of recent publications on use of natural composites in infrastructure, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 43 (2012) 1419–1429. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.11.019>.
- [148] Simulia, Abaqus manual theory (version 6.11). DS Corporation, France, 2011.
- [149] F. Chegiani, M. El, S.T.S. Bukkapatnam, J.N. Reddy, Micromechanical modeling of the machining behavior of natural fiber reinforced polymer composites, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* Vol 105:15 (2019). <https://doi.org/10.1007/s00170-019-04271-3>.
- [150] J. Yang, H. Pan, X. Li, S. Sun, H. Zhang, L. Dong, A study on the mechanical, thermal properties and crystallization behavior of poly(lactic acid)/thermoplastic poly(propylene carbonate) polyurethane blends, *RSC Adv.* 7 (2017) 46183–46194. <https://doi.org/10.1039/c7ra07424g>.
- [151] A. Le Duigou, P. Davies, C. Baley, Interfacial bonding of Flax fibre/Poly(l-lactide) bio-composites, *Compos. Sci. Technol.* 70 (2010) 231–239. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.10.009>.
- [152] A. Le Duigou, C. Baley, Y. Grohens, P. Davies, J.Y. Cognard, R. Créach’Cadec, L.

- Sohier, A multi-scale study of the interface between natural fibres and a biopolymer, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 65 (2014) 161–168. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.06.010>.
- [153] G. Venu Gopala Rao, P. Mahajan, N. Bhatnagar, Machining of UD-GFRP composites chip formation mechanism, *Compos. Sci. Technol.* 67 (2007) 2271–2281. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2007.01.025>.
- [154] L. Lasri, M. Nouari, M. El Mansori, Modelling of chip separation in machining unidirectional FRP composites by stiffness degradation concept, *Compos. Sci. Technol.* 69 (2009) 684–692. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2009.01.004>.
- [155] B.M. Slim, Modélisation hybride du frottement local à l’interface outil-copeau en usinage des alliages métalliques, *École Nationale Supérieure d’Arts et Métiers*, 2010.
- [156] F. Chegdani, Z. Wang, M. El Mansori, S.T.S. Bukkapatnam, Multiscale tribo-mechanical analysis of natural fiber composites for manufacturing applications, *Tribol. Int.* 122 (2018) 143–150. <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.02.030>.
- [157] F. Chegdani, B. Takabi, B.L. Tai, M. El Mansori, S.T.S. Bukkapatnam, Thermal Effects on Tribological Behavior in Machining Natural Fiber Composites, *Procedia Manuf.* 26 (2018) 305–316. <https://doi.org/10.1016/j.promfg.2018.07.039>.
- [158] N.H. Cook, P. Jhaveri, N. Nayak, The mechanism of chip curl and its importance in metal cutting, *J. Manuf. Sci. Eng. Trans. ASME.* 85 (1963) 374–380. <https://doi.org/10.1115/1.3669898>.
- [159] W.X. Liu PD, Hu RS, Zhang HT, A Study on Chip Curling and Breaking, in: Atkinson J, Barrow G, Burdekin M, Chitkara NR, Hannam RG, Ed. *Proc, Twenty-Ninth Int. Matador Conf*, London: Macmillan Education UK, 1992. https://doi.org/10.1007/978-1-349-12433-6_66.
- [160] D.H.H. Wang, M. Ramulu, D. Arola, Orthogonal cutting mechanisms of graphite/epoxy composite. Part I: unidirectional laminate, *Int. J. Mach. Tools Manuf.* 35 (1995) 1623–1638. [https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/0890-6955\(95\)00014-O](https://doi.org/http://dx.doi.org/10.1016/0890-6955(95)00014-O).
- [161] J.B. Keller, Surface tension force on a partly submerged body, *Phys. Fluids.* 10 (1998) 3009–3010. <https://doi.org/10.1063/1.869820>.

- [162] D.L. Carter, M.C. Draper, R.N. Peterson, D.O. Shah, Importance of dynamic surface tension to the residual water content of fabrics, *Langmuir*. 21 (2005) 10106–10111. <https://doi.org/10.1021/la050583w>.
- [163] F. Chegiani, M. El Mansori, S.T.S. Bukkapatnam, I. El Amri, Thermal effect on the tribo-mechanical behavior of natural fiber composites at micro-scale, *Tribol. Int.* (2019). <https://doi.org/10.1016/j.triboint.2019.06.024>.
- [164] A. Regazzi, A contribution to the study of the coupled thermo-hydro-mechanical aging of PLA/flax biocomposites, HAL, 2013. <https://pastel.archives-ouvertes.fr/pastel-00958086>.
- [165] J.C.H. Afdl, J.L. Kardos, The Halpin-Tsai equations: A review, *Polym. Eng. Sci.* 16 (1976) 344–352. <https://doi.org/10.1002/pen.760160512>.
- [166] E.H. Saidane, D. Scida, M. Assarar, R. Ayad, Assessment of 3D moisture diffusion parameters on flax/epoxy composites, *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.* 80 (2016) 53–60. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2015.10.008>.
- [167] K. Cheour, M. Assarar, D. Scida, R. Ayad, X.L. Gong, Effect of water ageing on the mechanical and damping properties of flax-fibre reinforced composite materials, *Compos. Struct.* 152 (2016) 259–266. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2016.05.045>.
- [168] F.A. Almansour, H.N. Dhakal, Z.Y. Zhang, Effect of water absorption on Mode I interlaminar fracture toughness of flax/basalt reinforced vinyl ester hybrid composites, *Compos. Struct.* 168 (2017) 813–825. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2017.02.081>.
- [169] H. Alamri, I.M. Low, Mechanical properties and water absorption behaviour of recycled cellulose fibre reinforced epoxy composites, *Polym. Test.* 31 (2012) 620–628. <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2012.04.002>.

Amen Allah CHEBBI

Contribution à l'étude de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites par approches expérimentale et numérique

Résumé

L'usinage des agrocomposites présente certains verrous scientifiques, notamment dans le cas des composites à fibres végétales longues dont l'usinage reste une étape indispensable dans le processus de fabrication. La complexité de l'usinage des agrocomposites réside dans la structure cellulosique multiéchelle des fibres végétales qui les rend sensibles à l'humidité et capables d'absorber une quantité importante d'eau. Ceci impacte significativement les propriétés mécaniques des fibres ainsi que celles de la structure agrocomposite résultante. C'est dans ce contexte que ce travail de thèse propose une analyse à la fois expérimentale et numérique de l'effet hygrométrique sur l'usinabilité des agrocomposites. L'approche expérimentale a été réalisée en utilisant un dispositif instrumenté de coupe orthogonale et un agrocomposite à fibres de lin unidirectionnelles et à matrice d'acide poly-lactique (PLA). Les échantillons d'agrocomposites ont subi un conditionnement hygrométrique par immersion totale dans l'eau. L'approche numérique a été développée via un modèle bidimensionnel micromécanique de coupe qui a été étendu à l'hygrométrie. Les résultats expérimentaux ont montré que la coupe des agrocomposites présente une dépendance considérable à l'hygrométrie et que différents mécanismes sont mis en jeu en fonction de l'échelle d'analyse et de la durée du conditionnement hygrométrique. Ces mécanismes induits sont observés à la fois au niveau du renfort fibreux végétal ainsi qu'aux interfaces. L'approche numérique de modélisation a permis de reproduire correctement l'effet hygrométrique observé expérimentalement sur le comportement de coupe des agrocomposites après avoir implémenté des termes de dépendance à l'hygrométrie dans les lois de comportement du modèle numérique.

Contribution to the study of the hygrometric effect on the machinability of biocomposites by experimental and numerical approaches

Abstract

The machining processes of biocomposite materials have shown some scientific barriers, particularly in the case of composites with long plant fibers for which the machining remains an essential step in their production line. The complexity in the machining of biocomposites is mainly related to the multiscale cellulosic structure of plant fibers that makes them sensitive to humidity and able to absorb a significant amount of water. This significantly impacts the mechanical properties of fibers as well as those of the resulting biocomposite structure. Therefore, this Ph.D. thesis work proposes both an experimental and numerical analysis of the hygrometric effect on the machinability of biocomposites. The experimental approach was carried out using an instrumented orthogonal cutting device and a biocomposite made of unidirectional flax fibers and poly-lactic acid (PLA) matrix. The biocomposite samples were subjected to hygrometric conditioning by total immersion in water. The numerical approach was developed via a two-dimensional micromechanical cutting model that was extended to hygrometry. The experimental results have shown that the cutting of biocomposites has considerable dependence on hygrometry and that different mechanisms are involved depending on the scale of analysis and the duration of the hygrometric conditioning. These induced mechanisms are observed at the level of the natural fibrous reinforcement as well as the interfaces. The numerical approach allowed a correct prediction of the hygrometric effect observed experimentally on the cutting behavior of biocomposites after having implemented the hygrometry dependence terms in the constitutive laws of the numerical model.