



HAL
open science

Soudage par ultrasons de composites à fibres végétales et matrice thermoplastique

Oussama El-Ogri

► **To cite this version:**

Oussama El-Ogri. Soudage par ultrasons de composites à fibres végétales et matrice thermoplastique. Mécanique [physics.med-ph]. Université Bourgogne Franche-Comté, 2023. Français. NNT : 2023UBFCK102 . tel-04650750

HAL Id: tel-04650750

<https://theses.hal.science/tel-04650750v1>

Submitted on 17 Jul 2024

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

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



**THESE DE DOCTORAT DE L'UNIVERSITE BOURGOGNE
FRANCHE-COMTE**

Ecole doctorale n°37

SPIM : Sciences Pour l'Ingénieur et Microtechniques

Spécialité / discipline de doctorat :

Génie mécanique et matériaux

Par :

Oussama ELOGRI

**Soudage par ultrasons de composites à fibres végétales
et matrice thermoplastique**

Thèse présentée et soutenue à l'Institut Supérieur de l'Automobile et des Transports –
Laboratoire DRIVE – Nevers, le 13 décembre 2023

Devant le jury composé de :

M. SOULAT Damien	Professeur, ENSAIT Roubaix	Président, Examineur
Mme. CHABERT France	Professeur, ENI de Tarbes	Rapportrice
M. IENNY Patrick	Professeur, IMT Mines d'Alès	Rapporteur
M. SICOT Olivier	Professeur, ISAT Nevers	Directeur de thèse
M. ROUSSEAU Jérôme	Maître de conférences, ISAT Nevers	Co-directeur de thèse
Mme. SERREAU Laurence	Enseignante-chercheuse, ISAT Nevers	Invitée

Remerciements

Les travaux de recherche présentés dans ce manuscrit de thèse ont été financés par la Région Bourgogne Franche-Comté et réalisés au sein du Département de Recherche en Ingénierie des Véhicules pour l'Environnement (DRIVE) à Nevers.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude envers les membres du jury qui ont généreusement consacré leur temps et expertise à l'évaluation de ma thèse. Un remerciement particulier à Monsieur Damien Soulat, Professeur à l'ENSAIT Roubaix, en tant que Président et Examineur, ainsi qu'à Madame France Chabert, Professeure à l'ENI de Tarbes, pour son rôle en tant que rapportrice, et à Monsieur Patrick Ienny, Professeur à l'IMT Mines d'Alès, en tant que rapporteur. Leurs commentaires éclairés et leur engagement dans le processus de soutenance ont grandement enrichi mon travail.

Je tiens à exprimer ma profonde gratitude envers mon équipe encadrante, dont la précieuse guidance a illuminé tout mon parcours académique. Un remerciement particulier s'adresse à Olivier Sicot et Bruno Martin, qui ont assumé avec excellence le rôle de directeurs de thèse. Je tiens également à exprimer ma reconnaissance envers Jérôme Rousseau, dont le rôle déterminant en tant que co-directeur de thèse, et envers Laurence Serreau, dont l'engagement en tant qu'encadrante a grandement enrichi mon expérience de recherche. Leur expertise collective et leur soutien indéfectible ont été des piliers essentiels à la réalisation de ce travail.

Un grand merci au personnel du DRIVE ainsi qu'à Sidi Mohammed Senouci, le directeur du laboratoire, pour son accueil en tant que directeur de laboratoire et pour sa bienveillance à l'égard des doctorants du DRIVE. Je tiens également à exprimer ma reconnaissance envers Régis et Sylvain pour leur assistance et leur dévouement. Je remercie profondément Martine Aimé pour sa bonne humeur et pour tous ses délicieux gâteaux.

Je souhaite adresser mes plus sincères remerciements à mes collègues, Agnès, Lara, Sara, Halima, Ayoub, Clément, Jérémy, Khouloud, Théo, Lydia, Zakaria, ainsi qu'à Bouziane, Ahmed et Ibrahim. Leur camaraderie, leurs échanges stimulants et leur collaboration ont créé un environnement de recherche dynamique et enrichissant. Leurs contributions ont été essentielles à ma propre croissance académique.

Enfin, je tiens à exprimer ma profonde gratitude envers ma famille, mon pilier de soutien. Un merci particulier à mon père Elmokhetar, ma mère Zehra, mes frères Taoufiq et Ilyass et mes amis Mohammed, Moncef, Ethmane, Youssef et Maha. Leur amour, encouragement et compréhension ont été une source constante de motivation. Ce succès leur est dédié.

Table des matières

Introduction générale	1
-----------------------------	---

Chapitre I : Etat de l'art

I.1. Soudage par ultrasons	6
I.1.1. Méthodes d'assemblage des matériaux composites	6
I.1.2. Principe du soudage par ultrasons	8
I.1.2.1. Les ondes ultrasonores	8
I.1.2.2. Soudage par ultrasons	8
I.1.2.3. Equipements de soudage par ultrasons	10
I.1.2.4. Avantages et inconvénients du soudage par ultrasons	11
I.1.3. Etudes consacrées au procédé de soudage par ultrasons	12
I.1.3.1. Effet de la structure cristalline des TP	12
I.1.3.2. Facteurs influençant la qualité de soudure	12
I.1.3.2.1. Paramètres de soudage	13
I.1.3.2.2. Influence des polymères en contact	17
I.1.3.2.3. Directeurs d'énergie	20
I.1.4. Caractérisation thermique et mécanique des joints soudés	23
I.1.4.1. Techniques de mesure de la température	23
I.1.4.2. Caractérisation mécanique	24
I.1.5. Méthodes d'optimisation	26
I.2. Composites à fibres végétales	27
I.2.1. Fibres de lin	29
I.2.1.1. Structure et composition chimique de la fibre	29
I.2.1.2. Propriétés mécaniques et physiques de la fibre	31
I.2.1.3. Renfort de lin	32
I.2.2. Polypropylène	33
I.2.3. Les composites lin/PP	34
I.2.3.1. Procédés de mise en œuvre	34
I.2.3.2. Comportement mécanique des composites tissus lin/PP	37
I.2.3.3. Effet de la température sur la dégradation des composites lin/PP	38
I.3. Conclusion du chapitre I	41

Chapitre II : Matériaux et méthodes

II.1. Composite lin/polypropylène	43
II.1.1. Lincore® PP FF	43
II.1.2. Fabrication du composite	43
II.2. Dispositif du soudage par ultrasons	46
II.2.1. Equipements	46
II.2.2. Paramètres de soudage	49
II.2.3. Graphe des paramètres de sortie de l'appareil	50
II.3. Techniques d'analyses et de caractérisation du matériau et des assemblages	51
II.3.1. Propriétés physiques du composite	51
II.3.2. Technique de caractérisation mécanique	52
II.3.2.1. Préparation des éprouvettes	52

II.3.2.2.	Essai de traction.....	52
II.3.2.3.	Essai de cisaillement plan.....	54
II.3.2.4.	Essai de flexion.....	54
II.3.3.	Caractérisation des joints soudés et collés.....	55
II.3.3.1.	Découpage des échantillons.....	55
II.3.3.2.	Essai de cisaillement de joint simple recouvrement.....	56
II.3.3.3.	Assemblage par collage.....	57
II.3.3.4.	Mesure de température.....	57
II.3.4.	Technique de caractérisation morphologique.....	59
II.3.4.1.	Préparation des échantillons.....	60
II.3.4.2.	Microscopie numérique.....	60
II.3.4.3.	Microscopie électronique à balayage.....	61
II.4.	Choix des séquences d'empilement.....	61
II.5.	La méthodologie des Plans d'Expériences (PE).....	63
II.5.1.	Présentation du plan d'expériences.....	63
II.5.1.1.	Principe.....	64
II.5.1.2.	Principaux avantages des plans d'expériences.....	64
II.5.1.3.	Plans factoriels.....	64
II.5.2.	Démarche méthodologique d'un PE.....	65

Chapitre III : Fabrication par thermocompression des stratifiés lin/polypropylène

III.1.	Influence des paramètres de fabrication sur les propriétés des composites Lincore lin/PP.....	67
III.1.1.	Evolution des propriétés mécaniques.....	67
III.1.1.1.	Comportement en traction du composite Lin/PP.....	67
III.1.1.2.	Effet de la vitesse de chargement.....	68
III.1.2.	Effet de la température de fabrication.....	69
III.1.3.	Effet de la pression de consolidation.....	69
III.1.3.1.	Effet de la pression de consolidation sur la microstructure.....	69
III.1.3.2.	Effet de la pression de consolidation sur les propriétés mécaniques.....	72
III.1.4.	Influence du temps de maintien sur les propriétés mécaniques.....	77
III.2.	Fabrication des stratifiés isotropes et homogènes.....	79
III.2.1.	Effet de la pression de consolidation sur les stratifiés [0/45/45/0/45/0/0/45].....	79
III.2.2.	Représentation polaire des propriétés.....	81
III.2.3.	Optimisation des séquences d'empilement.....	83
III.3.	Conclusion du chapitre III.....	87

Chapitre IV : Optimisation des paramètres de soudage par la méthode des plans d'expériences

IV.1.	Plan d'expériences pour un soudage en mode temps.....	89
IV.1.1.	Choix du domaine expérimental et des réponses.....	89
IV.1.2.	Plan factoriel complet.....	89
IV.1.3.	Tableau des résultats des essais.....	90
IV.1.4.	Analyse graphique des résultats.....	91
IV.1.4.1.	Tracé des effets moyens des facteurs.....	91
IV.1.4.2.	Graphes des interactions.....	92
IV.1.5.	Analyse de la variance des résultats.....	93
IV.1.6.	Régression multilinéaire (RML).....	94
IV.1.6.1.	Résultats de la RML.....	94
IV.1.6.2.	Surfaces de réponse.....	94

IV.1.6.3.	Validation du modèle.....	95
IV.1.7.	Courbes force-déplacement	96
IV.1.8.	Soudures optimales	96
IV.2.	Plan d'expériences pour un soudage en mode énergie.....	97
IV.2.1.	Choix des facteurs et du domaine expérimental.....	97
IV.2.2.	Proposition d'un modèle	98
IV.2.3.	Graphes des effets et des interactions des paramètres	99
IV.2.3.1.	Graphes des effets.....	99
IV.2.3.2.	Représentation des couplages entre les effets des facteurs	99
IV.2.4.	Analyse de la variance (ANOVA)	100
IV.2.5.	Modèle matriciel du système étudié.....	101
IV.2.5.1.	Résultats de RML.....	101
IV.2.5.2.	Graphiques de contour	102
IV.2.5.3.	Validation du modèle.....	103
IV.2.6.	Soudures optimales	103
IV.3.	Conclusion du chapitre IV	105

Chapitre V : Etude paramétrique thermique et mécanique des joints soudés

V.1.	Evolution de la température pendant le soudage.....	107
V.1.1.	Procédure expérimentale	107
V.1.2.	Vérification des mesures de température par thermographie infrarouge	108
V.1.3.	Courbe de température typique.....	110
V.1.4.	Effet des paramètres de soudage sur l'évolution de la température et du déplacement.....	111
V.1.4.1.	Echantillons soudés sans directeurs d'énergie	111
V.1.4.2.	Echantillons soudés avec directeurs d'énergie.....	113
V.2.	Effet des paramètres de soudage sur les propriétés mécaniques	118
V.2.1.	Effet de la présence d'un thermocouple sur les propriétés mécaniques.....	118
V.2.2.	Jointes soudés sans directeurs d'énergie	119
V.2.2.1.	Effet du temps de soudage	119
V.2.2.2.	Effet de la force de soudage	120
V.2.2.3.	Effet de l'énergie de soudage.....	121
V.2.2.4.	Effet de l'amplitude de vibration.....	122
V.2.2.5.	Effet du temps de consolidation	123
V.2.3.	Jointes soudés avec directeurs d'énergie.....	124
V.2.3.1.	Effet du temps de soudage	124
V.2.3.2.	Effet de l'énergie de soudage.....	127
V.3.	Caractérisation de l'interface et analyse des mécanismes de rupture	128
V.3.1.	Temps de soudage.....	128
V.3.2.	Force de soudage	130
V.3.3.	Energie de soudage	131
V.3.4.	Effet de la présence d'un directeur d'énergie (mode énergie)	134
V.3.5.	Effet de l'épaisseur de directeurs d'énergie.....	138
V.4.	Conclusion du chapitre V	139

Chapitre VI : Influence de l'orientation des fibres à l'interface sur les propriétés des joints soudés

VI.1.	Résistance au cisaillement des joints soudés	141
--------------	---	------------

VI.1.1.	Découpe et fabrication des éprouvettes	141
VI.1.2.	Résultats des essais pour les configurations soudées	142
VI.1.3.	Modèle numérique de l'assemblage	145
VI.2.	Étude des faciès de rupture	152
VI.3.	Comparaison avec les joints collés	156
VI.4.	Conclusion du chapitre VI	157
	Conclusion générale et perspectives	159
	Références bibliographiques.....	162
	Tables des annexes	171
	Annexe 1 : Théorie des stratifiés	172
	Annexe 2 : Etapes de la méthode des plans d'expériences	176
	Annexe 3 : Faciès de rupture des échantillons soudés avec des directeurs d'énergie.....	183

Introduction générale

Les matériaux polymères renforcés par des fibres synthétiques, tels que les fibres d'aramide, de carbone ou de verre, sont largement utilisés dans divers secteurs industriels, notamment l'automobile, la construction, l'aéronautique, le mobilier urbain et les sports. Les fibres de verre, en particulier, sont privilégiées pour leur coût abordable, leur facilité de production et leurs bonnes propriétés mécaniques. Cependant, ces composites présentent des problèmes environnementaux en matière de recyclage et de consommation énergétique. Dans cette optique, les fibres naturelles, notamment le lin, le jute, le chanvre et le kénaf, émergent comme des alternatives plus durables. Ces fibres offrent une faible densité, des coûts compétitifs et des propriétés mécaniques qui peuvent rivaliser avec celles des fibres de verre.

Une autre approche pour des matériaux plus respectueux de l'environnement implique l'utilisation de matrices thermoplastiques car, contrairement aux matrices thermodurcissables, elles sont recyclables. Les composites thermoplastiques, en particulier lorsqu'ils intègrent des fibres naturelles, offrent des solutions répondant aux attentes en matière de durabilité. Cependant, le recours aux fibres de lin est limité par leur sensibilité à la chaleur, restreignant le choix des matrices thermoplastiques compatibles.

La fabrication de structures en composites thermoplastiques peut engendrer des défis complexes en termes d'assemblage. Les méthodes d'assemblage traditionnelles par fixation mécanique, telles que le rivetage et le boulonnage, sont utilisées dans l'industrie en raison de leur simplicité, de leur capacité à renforcer à travers l'épaisseur, de leur flexibilité pour l'assemblage de matériaux variés, et de la possibilité de démontage qu'elles offrent. Cependant il est important de noter que, lorsqu'elles sont employées dans les structures composites, ces méthodes comportent des inconvénients tels que des délaminations, un poids supplémentaire, la nécessité d'une main-d'œuvre importante, et l'éventualité d'une corrosion galvanique due aux fixations. Les trous pratiqués pour la fixation affaiblissent la structure en induisant des concentrations de contraintes, ce qui contraint souvent les ingénieurs à surdimensionner leurs conceptions en ajoutant des couches supplémentaires pour compenser la réduction des propriétés mécaniques, entraînant ainsi une augmentation significative du poids. Une autre méthode d'assemblage comme le collage offre la possibilité de réduire les concentrations de contraintes, permet d'assembler des matériaux hétérogènes, et présente une résistance à la fatigue supérieure. Cependant, le collage présente également des inconvénients significatifs, tels que la sensibilité à la contamination par des produits chimiques comme les agents de démoulage et les huiles d'usage, pouvant compromettre l'adhésion. De plus, il nécessite une préparation méticuleuse de la surface et des temps de durcissement prolongés. Pour surmonter ces limitations et fournir des solutions plus fiables et rentables pour les structures composites, il est nécessaire d'explorer d'autres méthodes d'assemblage.

C'est dans ce contexte que le soudage a émergé comme une solution prometteuse depuis plusieurs années pour les composites à matrice thermoplastique, offrant une alternative aux inconvénients associés à l'assemblage mécanique ou au collage. Les techniques de soudage les plus utilisées pour l'assemblage par fusion de composites thermoplastiques incluent le soudage par résistance, par induction et par ultrasons. Bien qu'elles diffèrent dans la manière dont la chaleur est générée à l'interface de soudure, les deux premières méthodes impliquent des temps de mise en œuvre prolongés et une consommation d'énergie substantielle. En revanche, le soudage par ultrasons se distingue par sa relative simplicité, sa rapidité (de l'ordre de la seconde) et sa consommation d'énergie plus faible, présentant ainsi de nombreux avantages par rapport à ses concurrents. En général, les assemblages par fusion, du fait qu'ils n'impliquent pas l'utilisation de pièces ou de matériaux intermédiaires, sont également hautement favorables en termes de recyclage.

Parmi les nombreux travaux consacrés à l'application de cette méthode aux matériaux composites à matrice thermoplastique et à fibres synthétiques, peu d'entre eux se sont intéressés aux composites renforcés par des fibres naturelles. On peut noter particulièrement une étude de Choudhury et Debnath [1], qui ont identifié les paramètres optimaux pour le soudage de composites à base de fibres de bambou associées à une matrice PLA. Cette relative absence d'études est peut-être liée au fait que la fusion du thermoplastique nécessaire pour l'assemblage nécessite une forte élévation de température, qui peut faire craindre un endommagement des fibres naturelles et une détérioration de leurs propriétés mécaniques. Dans ce contexte, le réglage précis des paramètres de soudage contrôlant cette élévation de température est de première importance.

La présente étude vise à étudier la possibilité d'assembler par soudage par ultrasons des composites à matrice polypropylène renforcée par fibres de lin. Ce type de composites à fibres naturelles présente des propriétés mécaniques intéressantes, qui en font un matériau prometteur pour diverses applications dans le domaine de l'ameublement, du sport ou du transport par exemple. A ce titre, il fait l'objet de nombreuses études concernant sa mise en œuvre, ses propriétés et sa durabilité. La réalisation de structures avec un tel matériau nécessite des procédés adaptés et compatibles avec un recyclage en fin de vie. Dans ce contexte, l'assemblage par ultrasons s'impose comme une perspective intéressante.

Cette thèse s'inscrit dans le cadre du projet ASOUCOMP, financé par la région Bourgogne-Franche-Comté, et s'est déroulée au sein du laboratoire DRIVE de l'Université Bourgogne Franche-Comté, localisé à Nevers. Le premier objectif du projet a été de qualifier un matériau lin/PP pour la suite des travaux, et d'établir une relation entre les paramètres de fabrication de ce composite produit par thermocompression et les propriétés mécaniques obtenues. Le deuxième objectif consiste à explorer l'influence des paramètres de soudage sur le niveau de température appliqué aux fibres pendant le processus, et sur les propriétés mécaniques des joints soudés obtenus, que ceux-ci comportent ou non des directeurs d'énergie, tout en optimisant ces paramètres grâce à la méthode des plans d'expériences. La maîtrise de ces deux premières étapes peut conduire à une étude fine de l'influence de l'orientation des fibres des stratifiés de part et d'autre du joint soudé sur la résistance des assemblages.

Le manuscrit est divisé en six chapitres :

Le premier chapitre permet de donner des éléments clés sur le soudage par ultrasons et les composites à base de fibres de lin et de polypropylène (PP) en présentant quelques travaux marquants de la littérature. Il commence par une vue d'ensemble permettant de positionner le procédé d'assemblage retenu, en décrivant les équipements impliqués, les fonctionnalités du procédé, ainsi que ses applications. Il présente également les méthodes utilisées pour surveiller l'évolution de la température pendant le procédé d'assemblage, ainsi que les techniques de caractérisation mécanique des joints soudés. Après une section consacrée aux travaux concernant les méthodes d'optimisation du procédé présentées dans la littérature, les composites à base de fibres naturelles, et plus particulièrement de fibres de lin, sont présentés en termes de structure, composition chimique, propriétés mécaniques et physiques. Une partie est consacrée à la description du polypropylène, et aux études sur les procédés de mise en œuvre associant cette matrice aux fibres de lin pour former des composites. Une dernière partie s'intéresse aux effets de la température sur les propriétés des fibres et des composites.

Le deuxième chapitre consacré aux matériaux et méthodes présente en détail le matériau composite lin/PP qui fait l'objet de l'étude, et les procédés de fabrication employés pour sa mise en forme. La presse de soudage utilisée pour l'assemblage est décrite dans un deuxième temps, en présentant ses équipements, ses montages d'assemblages et les différents réglages possibles pour le procédé lui-même. Les méthodes de caractérisation physique et mécanique utilisées dans l'étude sont ensuite présentées. Le chapitre se poursuit avec une discussion sur le choix des séquences d'empilement des stratifiés de

l'étude, et une brève présentation de la méthodologie des plans d'expérience qui sera utilisée dans le chapitre III.

Le troisième chapitre est consacré à l'optimisation du procédé de fabrication du composite lin/polypropylène, de façon à obtenir les meilleures performances possibles. Il analyse l'impact de différents paramètres de procédé sur le taux de porosité, la dispersion des fibres dans la matrice et les propriétés mécaniques du composite. Dans une seconde partie, les plis élémentaires du tissu sont assemblés en séquences se rapprochant de l'isotropie, homogènes en traction et flexion et non couplées. Des essais de traction et de flexion, réalisés dans différentes directions, permettent expérimentalement de mettre en évidence ces propriétés. Une séquence améliorée, présentant une meilleure isotropie en flexion au prix de l'apparition de faibles couplages, est alors proposée de façon à permettre l'étude fine d'orientation présentée au chapitre VI.

Le quatrième chapitre présente une application de la méthodologie des plans d'expériences en mode temps et en mode énergie. L'objectif est double : d'abord, il vise à mieux comprendre l'intérêt de cette méthode dans notre contexte, puis à illustrer de manière concrète les concepts introduits dans le chapitre II. Des plans d'expériences sont proposés ici pour étudier l'influence des paramètres de soudage dans deux modes. L'étude vise notamment à déterminer les paramètres les plus influents sur la résistance maximale et à mettre en évidence d'éventuelles interactions entre ces facteurs. Le chapitre explique en détail la démarche, son formalisme et les outils statistiques utilisés. Les résultats du plan d'expérience permettent d'identifier les configurations de référence qui sont ensuite utilisées dans les chapitres suivants.

Le cinquième chapitre se présente comme une suite logique s'appuyant sur les résultats du quatrième chapitre, et poursuivant l'étude paramétrique avec une approche plus fine et détaillée. On s'intéresse notamment à l'évolution des températures au sein du composite en fonction des paramètres d'assemblage. Les performances des différents modes de fabrication sont étudiées à travers les résultats d'essais mécaniques de cisaillement. La qualité des soudures est évaluée par observation microscopique et par examen des faciès de rupture post mortem. L'effet de l'apport de directeurs d'énergie est également analysé. L'étude permet de dégager des paramètres optimaux qui seront utilisés dans le chapitre suivant.

Le dernier chapitre du manuscrit est dédié à l'étude de l'influence de l'orientation des fibres de lin à l'interface sur la performance et la qualité des joints. A cet effet, deux séquences d'empilement sont employées, une séquence orthotrope classique et une séquence isotrope définie au chapitre III. Les résultats obtenus sur les joints soudés sont analysés en détail en s'appuyant sur un modèle numérique simple qui permet d'interpréter de façon éclairante les phénomènes observés. L'étude est complétée par une comparaison des résultats de soudage à ceux obtenus par collage traditionnel de façon à bien mettre en évidence les performances supérieures obtenues grâce au procédé par fusion.

La conclusion générale synthétise l'ensemble des résultats obtenus au cours de cette thèse et propose des pistes de recherche future. En résumé, cette recherche vise à améliorer la compréhension et les techniques d'assemblage des composites lin/PP, contribuant ainsi au développement de solutions durables dans le domaine des matériaux composites.

Chapitre I

Etat de l'art

Ce chapitre vise à présenter le contexte du travail et à examiner les avancées récentes dans les domaines clés de notre étude. Tout d'abord, nous explorerons le domaine du soudage par ultrasons, en expliquant son principe, ses équipements et son importance économique. Ensuite, nous examinerons les facteurs qui influencent la qualité des soudures, notamment les paramètres de soudage, le rôle des polymères en contact, et l'utilisation de dispositifs d'énergie pour améliorer le processus de soudage.

Nous présenterons certaines méthodes de mesure de la température pendant l'assemblage, le contrôle de celle-ci représentant un élément critique pour garantir des soudures de haute qualité. Puis nous passerons en revue les techniques de caractérisation mécanique des joints soudés, qui permettent d'évaluer la résistance et la fiabilité de ces assemblages.

L'amélioration d'un processus tel que le soudage par ultrasons nécessite une approche méthodique en raison du grand nombre de paramètres impliqués. Les méthodes d'optimisation utilisées dans la littérature feront donc l'objet d'un examen particulier.

Les composites à fibres végétales qui font l'objet de ce travail représente un défi particulier pour l'assemblage par fusion, en raison de leur sensibilité à la température. Nous commencerons par décrire ces fibres et présenter quelques travaux sur les composites où elles sont employées comme renfort. Les études consacrées aux effets de la température sur ces matériaux seront finalement évoquées.

I.1. Soudage par ultrasons

I.1.1. Méthodes d'assemblage des matériaux composites

Pour réaliser une structure, en raison de la diversité et de la complexité des formes des pièces, il est souvent nécessaire d'effectuer des assemblages de matériaux. Idéalement, une pièce parfaite ne comporterait pas de joint, car la présence d'un joint pourrait compromettre sa résistance mécanique [2]. Toutefois, dans la pratique, l'utilisation de structures hybrides se généralise, ce qui implique souvent la nécessité d'assembler différents composants. Par conséquent, le développement de technologies d'assemblage efficaces revêt une grande importance pour les applications industrielles. À l'heure actuelle, les méthodes d'assemblage des composites se divisent principalement en trois catégories : l'assemblage mécanique, le collage et le soudage [3]. La classification des méthodes d'assemblage des matériaux composites est présentée dans la figure I.1.

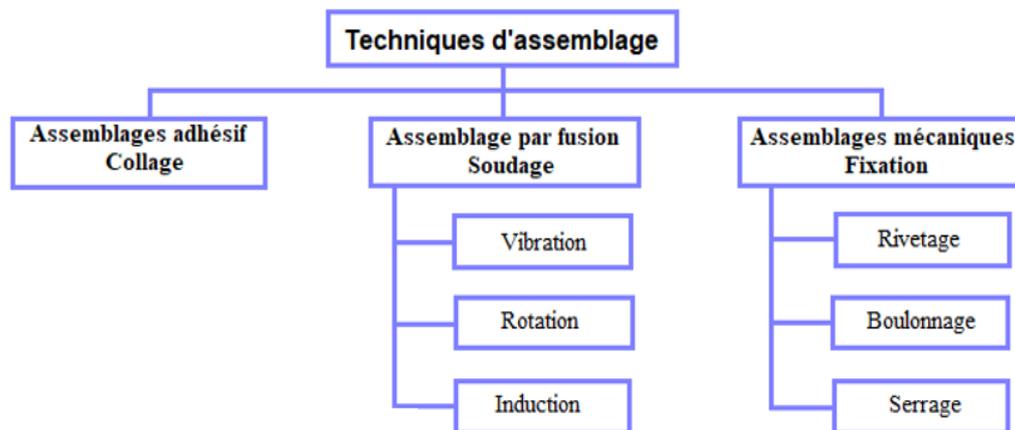


Figure I.1 : Différentes méthodes d'assemblage des matériaux composites [3].

L'utilisation de méthodes d'assemblage traditionnelles, telles que la fixation mécanique à l'aide de boulons ou de rivets, et le collage chimique à l'aide d'adhésifs, peut entraîner des irrégularités dans les structures. Bien que réalisables, ces méthodes présentent des inconvénients. La fixation mécanique nécessite le perçage de trous, ce qui entraîne des concentrations de contraintes [4], la rupture de fibres [5], la délamination [6] et des contraintes internes résultant des coefficients de dilatation thermique différents des fixations et des composites [7]. D'autre part, le collage nécessite une préparation rigoureuse de la surface, un durcissement à chaud et des temps de durcissement longs [8][9], ce qui peut entraîner une augmentation significative des coûts [10]. En outre, la durabilité à long terme des joints composites collés peut être fortement affectée par divers facteurs tels que les traitements de surface, les cycles de durcissement et l'humidité absorbée par les adhésifs [11][12]. Il est donc nécessaire de trouver d'autres méthodes d'assemblage capables de surmonter ces limitations et de fournir des solutions plus fiables et plus rentables pour les structures composites.

Contrairement aux résines thermodurcissables (TSC) et aux élastomères, les résines thermoplastiques (TPC) ont une structure moléculaire linéaire et enchevêtrée, qui leur permet d'être facilement refondues, remodelées et soudées à elles-mêmes ou à d'autres matériaux par fusion, sans risquer de dégrader les propriétés du matériau. L'assemblage par fusion, également connu sous le nom de soudage, est un groupe de techniques d'assemblage spécifiques aux TP qui offre une alternative convaincante à l'assemblage traditionnel par collage ou fixation mécanique [2].

Les techniques de soudage reposent sur les principes fondamentaux énoncés dans les références [13][14][15] et illustrés dans la figure I.2. Ces principes consistent à favoriser un contact intime entre

les matériaux à souder en appliquant de la chaleur et de la pression. Cette action a pour effet d'aplatir les aspérités de surface et de favoriser le mouillage des surfaces, créant ainsi une interface solide. À ce stade, une interdiffusion moléculaire se produit, où les chaînes de polymères thermoplastiques peuvent librement traverser l'interface. En refroidissant tout en maintenant la pression, les chaînes de polymères se figent dans leur nouvelle position, fusionnant ainsi la ligne de soudure de manière transparente avec le reste du matériau. Cela signifie que la zone de soudure devient indiscernable du matériau d'origine, formant ainsi une jonction solide.

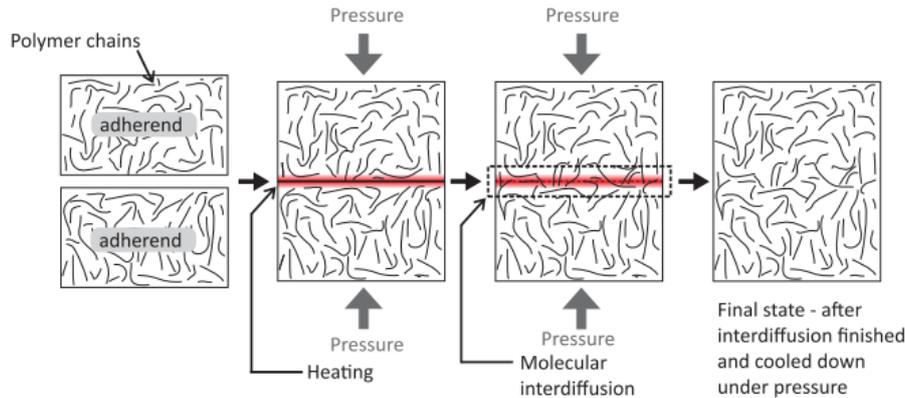


Figure I.2 : Schéma des principes de l'assemblage par fusion [15][16].

Selon Yousefpour et al [2], ces techniques peuvent être classées en trois catégories en fonction de la source des mécanismes thermiques : le soudage électromagnétique, le soudage thermique et le soudage par friction.

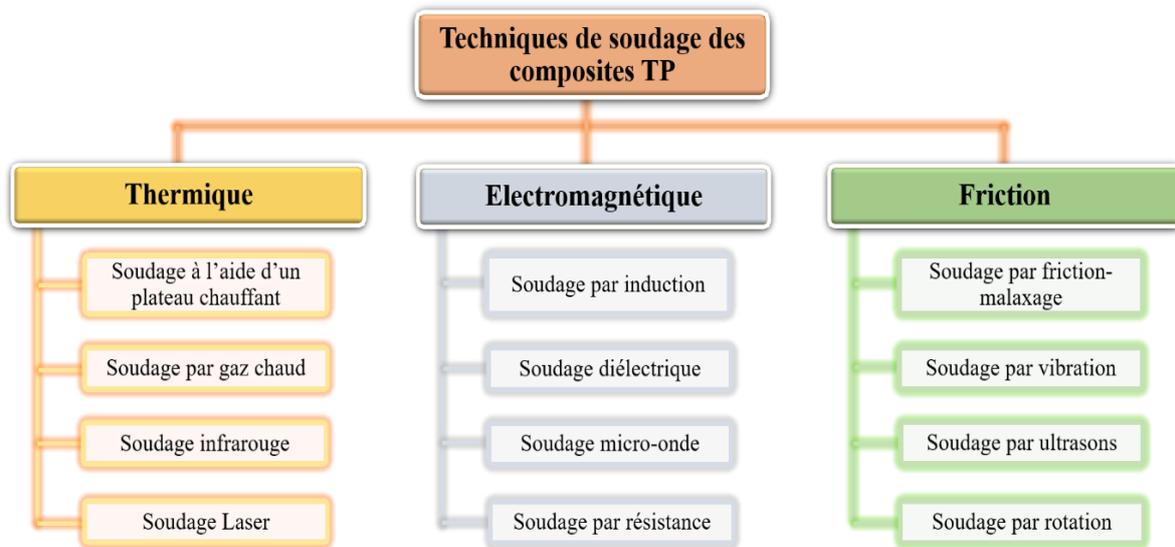


Figure I.3 : Techniques de soudage par fusion des composite TP selon [2].

Le soudage électromagnétique utilise un champ électromagnétique à haute fréquence, comme le soudage par induction, par résistance ou par micro-ondes, tandis que le soudage thermique nécessite une source de chaleur externe pour les pièces à souder, comme un outil chaud ou un soudage au laser [2]. Le troisième type, le soudage par friction, se produit lorsque le mouvement entre les deux pièces induit un phénomène de friction qui augmente la température à l'interface, comme le soudage par ultrasons ou par vibration. Dans ce groupe, le soudage par ultrasons est une technique très intéressante pour l'assemblage des composites thermoplastiques en raison de sa rapidité (de l'ordre de quelques secondes), de sa capacité à produire des joints de haute qualité sans utiliser de matériaux étrangers et de son potentiel de surveillance et de contrôle in situ.

Plusieurs essais expérimentaux utilisant la technique de soudage par ultrasons ont été évalués dans diverses études antérieures [3][17][18][19][20]. Ces recherches ont produit des valeurs de résistance au cisaillement sur joints simple recouvrement comprises entre 15 et 35 MPa, comme illustré dans la figure I.4.

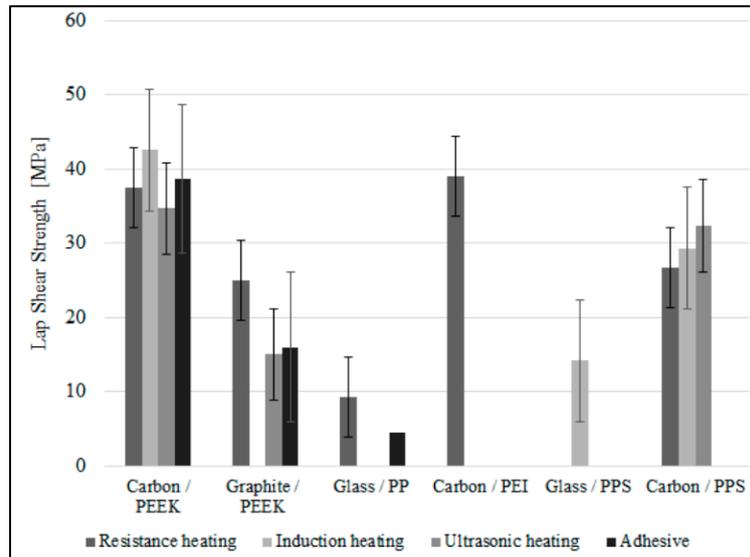


Figure I.4 : Valeurs expérimentales moyennes de LSS de plusieurs joints collés et soudés utilisant des composites à base de thermoplastique [21].

I.1.2. Principe du soudage par ultrasons

I.1.2.1. Les ondes ultrasonores

Les bruits résultent typiquement de vibrations mécaniques, et ces vibrations sont généralement classées en quatre catégories distinctes, comme illustré dans la figure I.5.



Figure I.5 : Ondes ultrasonores classés par plages de fréquence [22].

- **Les infrasons** : des vibrations situées en dessous de 10 Hz.
- **Les sons** : se situent entre 20 Hz et 20 KHz. Un son est une vibration mécanique audible, qui parvient à notre oreille par une succession de pressions et de décompressions des molécules d'air. L'air étant un milieu élastique, aucun son ne peut être transmis dans le vide.
- **Les ultrasons** : se situent entre 20 KHz et 1000 MHz.
- **Les hyper-sons** : se situent au-dessus de 1000 MHz.

I.1.2.2. Soudage par ultrasons

L'équipement de soudage se compose de plusieurs composants essentiels, comme illustré dans la figure I.6, notamment : un générateur de fréquence, un convertisseur piézoélectrique, un amplificateur et une sonotrode.

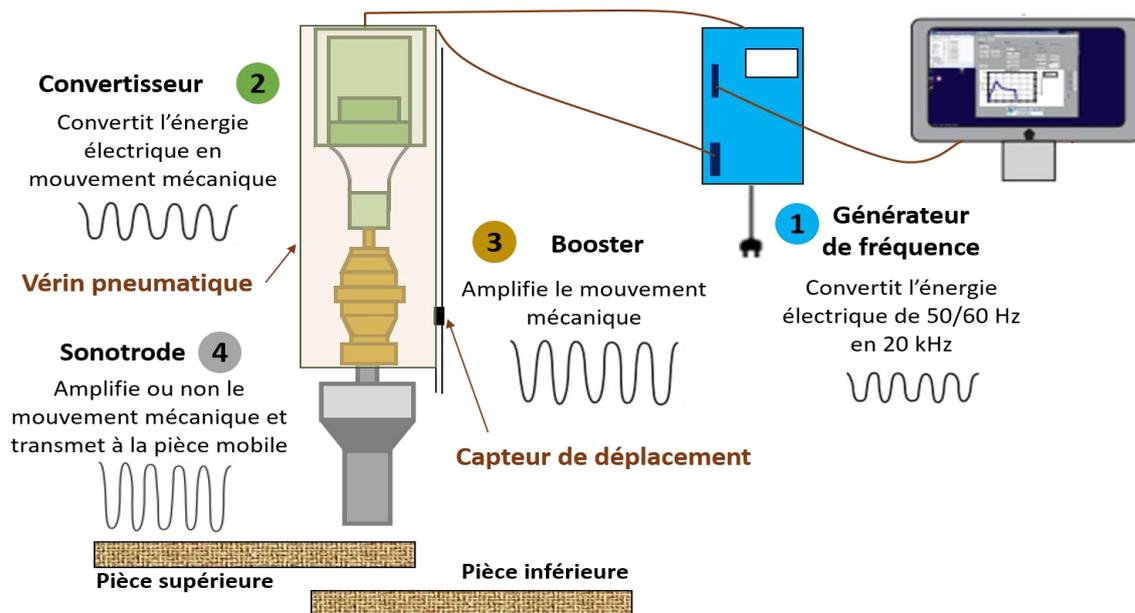


Figure I.6 : Equipement du procédé de soudage par ultrasons.

Tout d'abord, un générateur de fréquence génère une onde ultrasonore. Cette onde est ensuite transmise au convertisseur, qui transforme l'énergie électrique en énergie mécanique. L'énergie mécanique est ensuite amplifiée par l'amplificateur. Cette vibration amplifiée est ensuite transmise à la sonotrode, une pièce en contact direct avec les pièces à souder. Ce système acoustique, composé du transducteur, de l'amplificateur et de la sonotrode, est monté sur un vérin pneumatique, ce qui permet un mouvement vertical et l'application d'une force statique à travers la sonotrode sur la pièce à souder. Les principaux mécanismes de chauffage impliqués dans ce processus sont l'énergie viscoélastique et la friction de surface [23][24]. La friction de surface est responsable du déclenchement initial du processus de soudage, tandis que le chauffage viscoélastique prédomine une fois que la température de transition vitreuse du polymère est atteinte, fournissant le maximum de chaleur pendant le processus de soudage [24].

Le soudage par ultrasons se déroule en deux phases essentielles : la phase de vibration et la phase de consolidation. La chaleur est générée lors de la phase de vibration, lorsque la vibration ultrasonore est appliquée en même temps qu'une pression mécanique, faisant fondre et s'écouler le système de matrice. Durant la phase de consolidation, la matrice, toujours soumise à l'application d'une pression et d'un temps de soudage sans vibration [25], refroidit et se solidifie.

La figure I.7 présente un exemple de composites thermoplastiques soudés par ultrasons dans une configuration de cisaillement simple recouvrement. La figure I.7.a montre également une image microscopique de l'interface soudée, mettant en évidence la couche de matrice fondue et solidifiée entre les adhérents.

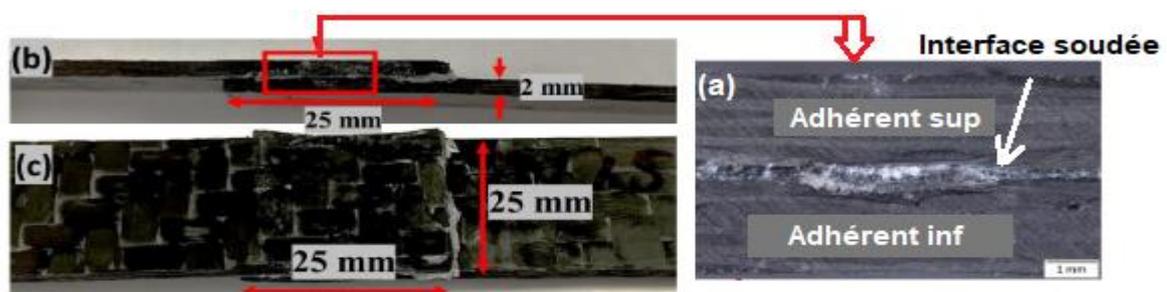


Figure I.7 : Exemple d'un composite thermoplastique soudé par ultrasons : a) Image microscopique de l'interface soudée b) et c) Deux vues des adhérents soudés [27].

I.1.2.3. Equipements de soudage par ultrasons

La machine de soudage par ultrasons est composée de cinq principaux composants, tels que présentés dans la section précédente. En plus de ces composants essentiels, une machine de soudage par ultrasons nécessite divers autres éléments, notamment un ordinateur central et une structure pour maintenir tous les composants ensemble, un compresseur d'air et un automate programmable pour contrôler les paramètres variables.

a. Générateur d'ultrasons

Le rôle principal d'un générateur d'ultrasons est de convertir la puissance électrique (5000 Watts) à une fréquence basse de 50-60 Hz en une énergie électrique à haute fréquence, généralement de 20 à 40 kHz. La fréquence la plus utilisée pour les applications de soudage par ultrasons est de 20 kHz [26].

b. Transducteur

Un transducteur (convertisseur) a pour mission de transformer les impulsions électriques à haute fréquence générées par le générateur en vibrations mécaniques. La création d'une onde ultrasonique résulte de la réaction des piézoélectriques, qui, soumis à une différence de potentiel, se dilatent et se contractent en fonction de la polarité du champ électrique. Ces piézoélectriques, montés sur un support, forment les convertisseurs [26].

c. Booster

L'amplificateur, également connu sous le nom de booster, est utilisé pour ajuster l'amplitude des vibrations en fonction des besoins de conception, en modifiant la géométrie [26]. Le booster présente deux diamètres différents à l'entrée (D) et à la sortie (d), et le rapport entre ces diamètres détermine le coefficient multiplicateur d'amplitude du booster. La taille et la forme du booster varient en fonction de la fréquence de soudage. La figure I.8 présente des boosters pour les ensembles acoustiques de 20, 30 et 40 kHz [26].

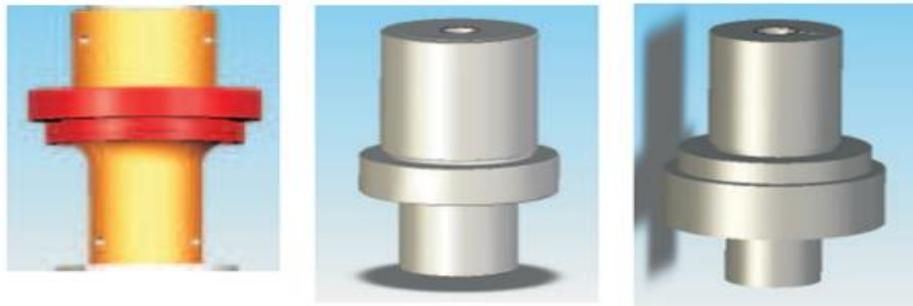


Figure I.8 : Booster de l'ensemble acoustique (de gauche à droite : 20, 30 et 40KHz) [26].

d. Sonotrode

L'élément principal en contact direct avec l'échantillon est la sonotrode. Les vibrations mécaniques, la pression de soudage et la pression de consolidation sont transmises à l'échantillon à travers la sonotrode. Cette sonotrode est reliée au transducteur, qui génère les vibrations mécaniques grâce au booster. Les sonotrodes peuvent avoir différentes conceptions et géométries afin de fournir les vibrations optimales à la pièce à souder. En général, ces sonotrodes sont principalement composées de titane et d'aluminium, et leur choix dépend largement de l'application spécifique ainsi que des considérations budgétaires. La figure I.9 présente quelques exemples illustrant la diversité des formes de sonotrodes [27].



Figure I.9 : Formes de la sonotrode : a) Canon b) Sonats [27].

e. Enclume

Le dispositif de fixation constitue un composant essentiel de l'ensemble expérimental, positionné sous l'échantillon. Sa principale fonction réside dans la stabilisation de l'échantillon pendant l'opération de soudage, favorisant ainsi l'établissement d'une liaison robuste et stable.

I.1.2.4. Avantages et inconvénients du soudage par ultrasons

De nombreuses études [2][28][29] se sont penchées sur les applications de la technologie de soudage par ultrasons, mettant en évidence les avantages et les limites de ce procédé.

Parmi les avantages inhérents à l'utilisation de la soudure par ultrasons, nous pouvons citer les suivants :

- La soudure par ultrasons se démarque comme l'une des méthodes d'assemblage les plus rapides par rapport à d'autres techniques telles que le soudage par induction, le soudage par résistance, et le soudage à l'arc, ce qui la rend particulièrement adaptée à la production en série et à l'automatisation [28].
- Les dommages infligés à la surface sont minimes lors du soudage par ultrasons, car la chaleur est générée au niveau de l'interface, évitant ainsi les altérations au sommet de la surface, ce qui se produit fréquemment avec d'autres procédés de soudage tels que le soudage par friction-malaxage [28][29].
- Il s'agit d'un procédé d'assemblage respectueux de l'environnement, car il ne génère ni fumées ni étincelles lors de la soudure [30].

Toutefois, le soudage par ultrasons présente certaines limites, notamment :

- Son application se limite aux joints de recouvrement et de cisaillement, ainsi qu'à une épaisseur maximale de matériau soudable. La difficulté réside dans la transmission efficace des vibrations à travers les sections plus épaisses, ce qui limite la qualité de la soudure résultante [31]. Actuellement, l'épaisseur maximale pouvant être soudée est d'environ 3 mm pour les TP seuls, en raison des spécifications de puissance des équipements disponibles [30].
- L'utilisation du soudage par ultrasons est inévitablement influencée par certaines propriétés matérielles telles que la rigidité, la dureté et le coefficient d'amortissement élevés. Ces propriétés matérielles interfèrent avec le processus de conversion des vibrations en énergie thermique, ce qui entraîne une modification de la quantité d'énergie vibratoire requise pour atteindre l'interface [32].
- Le soudage par ultrasons opère selon le principe de transmission mécanique des vibrations, ce qui peut engendrer un bruit audible en cas de résonance, un phénomène inévitable [29].

I.1.3. Etudes consacrées au procédé de soudage par ultrasons

I.1.3.1. Effet de la structure cristalline des TP

Il est courant de distinguer deux catégories principales de structures polymères thermoplastiques : les structures amorphes et les structures semi-cristallines (tableau I.1) [33]. Pour obtenir une soudure de haute qualité des composants polymères, il est essentiel d'amener les polymères à un état où ils atteignent leur seuil d'écoulement visqueux dans la zone de contact [32]. Dans le cas des polymères amorphes, la transmission des vibrations ultrasoniques pour faire fondre les matrices à l'interface s'avère très efficace.

Cependant, la situation diffère pour les polymères semi-cristallins. En raison de leur structure cristalline, ils absorbent une partie des vibrations à haute fréquence de manière interne. Par conséquent, il devient plus complexe de transférer efficacement l'énergie ultrasonore à l'interface du joint lors du soudage de polymères semi-cristallins. Pour ce faire, il est souvent nécessaire d'utiliser des vibrations de grande amplitude.

Tableau I.1 : Structure des polymères thermoplastiques amorphes et semi-cristallins.

Propriétés des thermoplastiques	
Polymères amorphes	Polymères semi-cristallins
Arrangement moléculaire aléatoire	Disposition ordonnée des molécules
Faciles à thermoformer	Difficiles à thermoformer
Robuste, rigide, bonne résistance aux produits chimiques	Excellente résistance aux produits chimiques
Aspect transparent	Aspect opaque
Exemples : Acrylonitrile butadiène styrène (ABS), Acrylique, Polycarbonate	Exemples : Nylon, PET, Polystyrène, PEEK, Polyéthylène, Polypropylène

Liu [34] a réalisé la soudure de deux types de polymères, à savoir le polystyrène (PS) amorphe et le polypropylène (PP) semi-cristallin. Ces expérimentations mettent en évidence l'importance du temps de soudure et de l'amplitude des vibrations dans la résistance de la soudure. Les résultats ont révélé que la résistance de la soudure du PP semi-cristallin était de 26 MPa, soit environ trois fois supérieure à celle du PS amorphe, qui atteignait seulement 8 MPa. Il est clair que l'obtention d'une résistance maximale nécessitait une quantité d'énergie plus importante pour souder le PP par rapport au PS.

I.1.3.2. Facteurs influençant la qualité de soudure

La qualité de la soudure repose principalement sur les paramètres de fonctionnement de la phase de vibration et de la phase de consolidation, en plus du conditionnement hygrothermique préalable et du préchauffage éventuel appliqué juste avant le soudage par ultrasons, comme illustré dans la figure I.10.

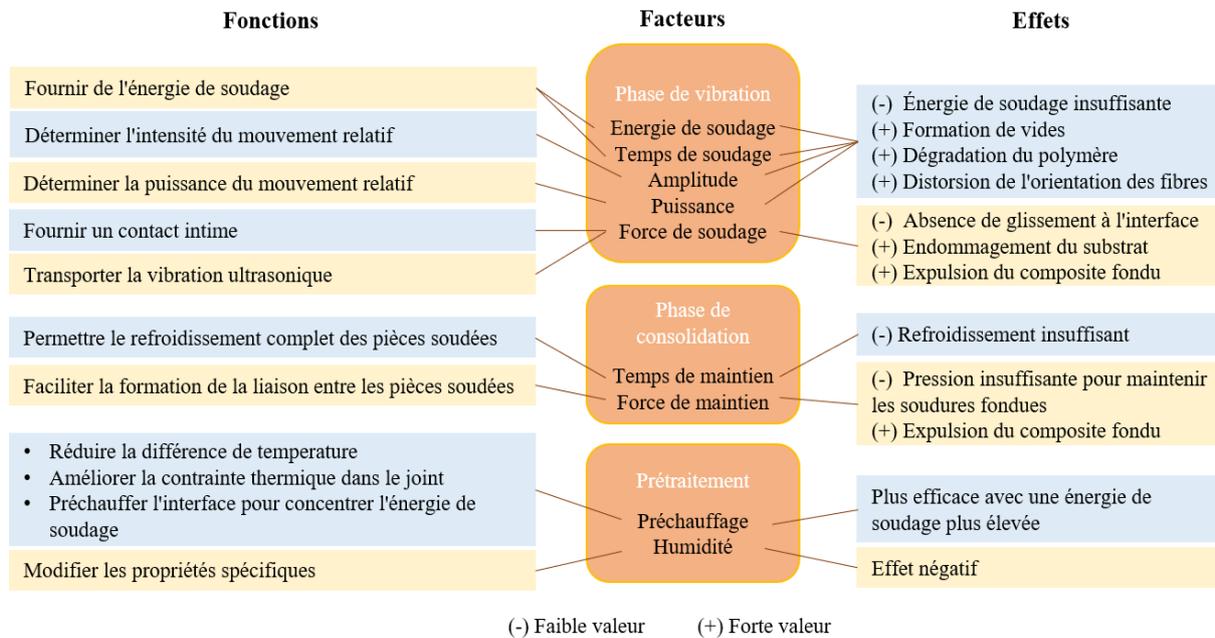


Figure I.10 : Résumé des principaux facteurs intervenant dans le soudage par ultrasons des composites thermoplastiques [35].

I.1.3.2.1. Paramètres de soudage

La qualité du soudage par ultrasons est dépendante de divers paramètres de soudage associés au processus de soudage. Parmi ces paramètres essentiels, on peut mentionner le temps de soudage, la force de soudage, l'amplitude, l'énergie de soudage, la fréquence, ces paramètres sont interdépendants.

a. Énergie

L'énergie d'entrée est calculée en conformité avec les principes physiques de la technologie ultrasonore, selon l'équation (1) [36] :

$$E = F \times f \times A \times t \tag{Eq. I.1}$$

Où

E : Énergie d'entrée (J) **f** : Fréquence (Hz) **t** : Temps de vibration (s)

F : Force de soudage (N) **A** : Amplitude de vibration (µm)

Harras et al. [37] ont démontré que la résistance optimale de l'assemblage dépend davantage du paramètre de l'énergie totale dans le processus de soudage que du temps de soudage proprement dit. D'autre part, Wang et al. [35] en utilisant un plan factoriel complet à deux niveaux, ont identifié l'énergie de soudage comme l'un des paramètres prédominants pour obtenir une soudure de haute qualité. Leur étude portait sur un composite renforcé de fibres courtes avec du Nylon 6 en tant que résine, excluant l'utilisation d'éléments de renfort. Les résultats ont révélé que l'augmentation de l'énergie de soudage (de 200 J à 1000 J) était associée à une amélioration de la qualité de la liaison. Cependant, une nouvelle augmentation de l'énergie de soudage a entraîné une diminution de la résistance de la liaison en raison de la formation de pores liés à l'augmentation de l'indentation de la sonotrode.

Zhi et al. ont évalué l'effet de l'énergie de soudage sur la résistance de stratifiés composites en fibre de carbone et polyamide 66 (FC/PA66) [38].

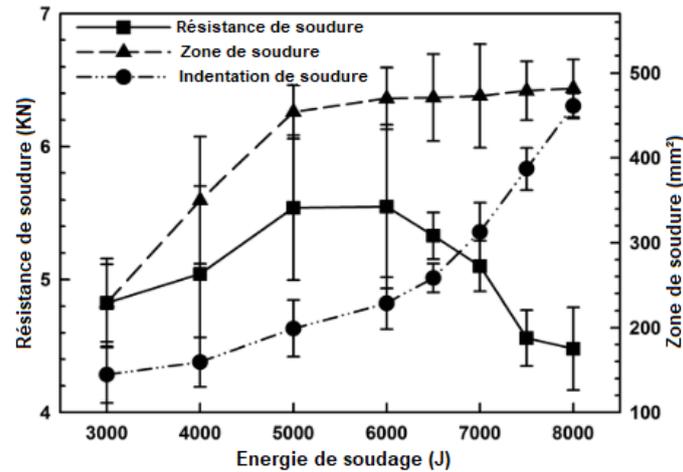


Figure I.11 : Effet de l'énergie de soudage sur la résistance du joint et la surface de la soudure du composite FC/PA66 de 4 mm d'épaisseur soudé par ultrasons [38].

Les conclusions de cette étude ont révélé qu'une augmentation de l'énergie de soudage est corrélée à une augmentation de la résistance de la soudure. Cependant, il est important de noter qu'une énergie de soudage excessive, atteignant 6000 J, engendre une diminution de la résistance de la soudure. Cette réduction notable de la résistance est principalement imputable à la décomposition thermique du composite. Cette décomposition thermique entraîne une détérioration significative de la qualité de la soudure [38].

b. Temps de soudage

Le temps de soudage par ultrasons est l'un des paramètres clés du processus de soudage par ultrasons car il détermine le temps de la phase de vibration [39]. Une étude réalisée par Tao et al. s'est penchée sur l'influence de différentes durées de soudage en maintenant les autres paramètres constants, sur la résistance de soudage des composites à base de PEEK renforcés de fibres de carbone [17].

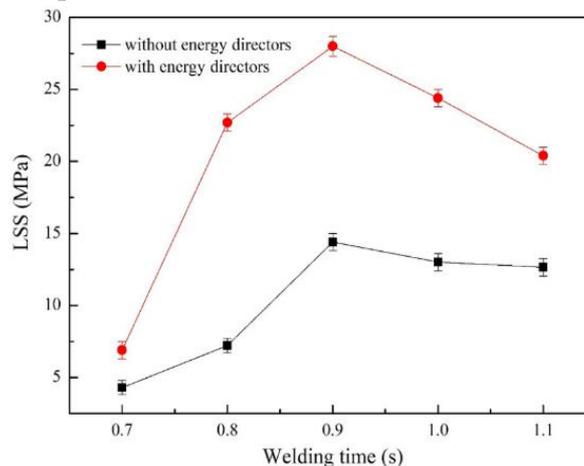


Figure I.12 : LSS des échantillons de PEEK soudés avec et sans DE [17].

Cette étude a révélé que la qualité de la soudure s'améliore lorsque le temps de soudage est augmenté de 0,7 s à 0,8 s. Toutefois, à des temps de soudage plus élevés (1,1 s), d'importantes fissures et des vides se forment à l'interface. Ainsi, il a été déterminé que le temps de soudage optimal pour une qualité de soudure optimale était de 0,9 s (figure I.12).

Par ailleurs, l'étude menée par Kalyan Kumar et al. sur le soudage par ultrasons du composite FV/PA6T a montré que la résistance maximale était atteinte avec un temps de soudage de 0,6 s, une pression de soudage constante de 4 bars et un temps de maintien de 0,55 s [40].

c. Amplitude

L'amplitude de vibration est un autre des paramètres de soudage qui affecte significativement la qualité de la soudure. Son choix dépend des caractéristiques géométriques de la surface à assembler, mais aussi de la nature des matériaux à souder. Il est généralement nécessaire d'utiliser des amplitudes plus élevées pour souder des pièces en plastique semi-cristallin par rapport à celles en plastique amorphe. De plus, il a été observé que la résistance de la soudure augmente avec l'amplitude, atteignant ensuite un plateau [27].

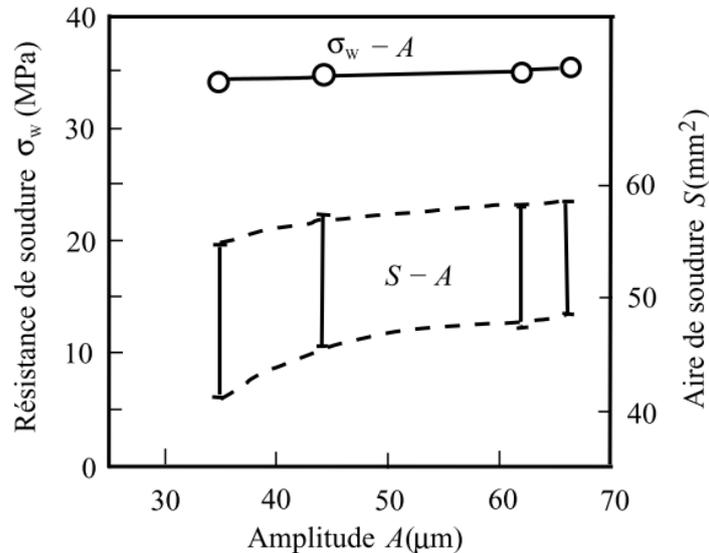


Figure I.13 : Relation entre l'aire, la résistance de la soudure et l'amplitude de vibration [27].

Tsujino et al. ont réalisé une étude sur la résistance d'assemblage entre le polypropylène et les polyméthacrylates en variant les amplitudes des vibrations [41]. Leurs conclusions mettent en évidence qu'une amplitude plus élevée engendre une chaleur plus importante, ce qui se traduit par la formation de soudures de meilleure qualité. En revanche, à des amplitudes plus faibles, la résistance du joint diminue de manière significative.

d. Pression de soudage

La force de soudage joue un rôle essentiel en garantissant le contact adéquat entre les pièces à souder, ce qui permet à l'énergie de vibration d'être transmise efficacement à la surface d'assemblage. Il a été observé que l'application d'une pression de soudage élevée favorise un contact interfacial adéquat, entraînant ainsi une résistance élevée de la soudure [42]. Cependant, il convient de noter que l'application d'une pression de soudage excessive peut avoir des conséquences négatives, telles que des dommages potentiels aux substrats composites et une expulsion de la matrice fondue de la zone de contact, affaiblissant ainsi la liaison globale [1]. Par conséquent, pour obtenir une soudure de qualité optimale, il est nécessaire d'ajuster le temps de soudage en fonction de la pression de soudage. Un temps de soudage court est nécessaire pour le soudage par ultrasons lorsque la pression de soudage est relativement élevée, tandis qu'un temps de soudage plus long est requis lorsque la pression de soudage est réduite. Cependant, il est important de noter qu'un temps de soudage excessivement court associé à une pression élevée peut ne pas être suffisant pour générer la chaleur nécessaire à un soudage adéquat.

Une étude détaillée a été menée par Gao et al. sur le stratifié composite FC/Nylon 66 pour évaluer la soudabilité de ce système de matériaux, en utilisant un panneau d'une épaisseur de 4 mm [43]. Les résultats ont été analysés en fabriquant un stratifié à joint à recouvrement sans directeur d'énergie, tout en modifiant les paramètres de temps et de pression de soudage.

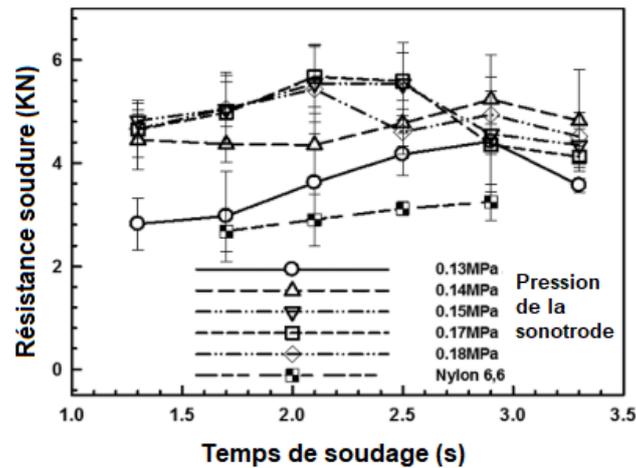


Figure I.14 : Effets du temps de soudage et de la pression sur la résistance d'un composite en nylon 66 renforcé de fibres de carbone d'épaisseur 4 mm sans DE [43].

Liu et al. ont réalisé une étude visant à évaluer l'influence des paramètres de soudage sur la soudure de composites PP/FV. Les résultats obtenus indiquent qu'en comparaison avec les autres paramètres, la pression exerce un effet minimal sur la qualité de la soudure réalisée [39].

e. Temps de maintien / force de maintien

Après la phase de vibration du processus de soudage, la phase de consolidation est engagée, au cours de laquelle le joint soudé se refroidit. Pour éviter tout risque de déconsolidation de la ligne soudée ou des adhérents, il est impératif d'appliquer une force adéquate jusqu'à ce que la température maximale à l'interface de soudure diminue, idéalement en dessous de la température de transition vitreuse du polymère thermoplastique. Les principaux paramètres qui régissent la phase de consolidation sont donc la force de consolidation et la durée de consolidation. En ce qui concerne les polymères thermoplastiques semi-cristallins, la vitesse de refroidissement durant cette phase influencera le degré de cristallinité atteint dans la ligne de soudure, ainsi que potentiellement dans les zones voisines touchées par la chaleur. La vitesse de refroidissement dépend des propriétés thermiques des adhérents, de la sonotrode et de la base, tout en étant affectée par la force de soudage, l'amplitude des vibrations et le temps de la phase de vibration [44].

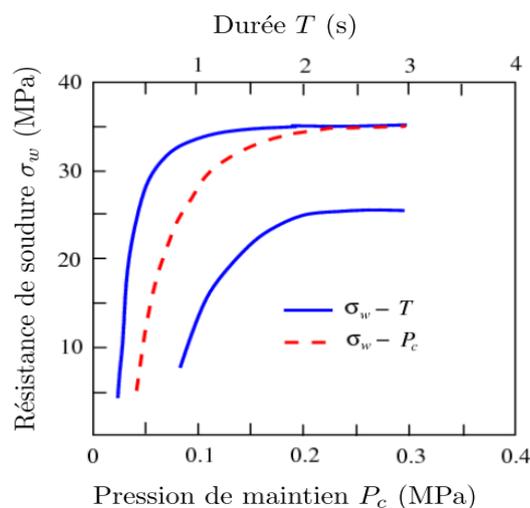


Figure I.15 : Influence de la pression de maintien sur la résistance de la soudure [27].

La figure I.15 illustre la corrélation entre la résistance de la soudure et la pression de maintien lors du soudage de composites constitués de fibres de verre et d'une matrice en PP [27]. Il est observé que la

résistance diminue lorsque la pression de maintien est de 0,15 MPa, mais qu'elle augmente et se stabilise au-delà de cette valeur.

f. Fréquences utilisées

En général, la qualité de la soudure s'améliore avec l'augmentation de la fréquence utilisée. Une étude réalisée par Tsujino et al. a examiné la résistance des assemblages de polymères thermoplastiques, tels que le polypropylène et le polyméthacrylate de méthyle, à différentes fréquences [41]. Les résultats de cette étude ont révélé que la résistance de l'assemblage était plus élevée à des fréquences élevées (de 67 à 180 kHz) en raison de l'augmentation de la vitesse de vibration et, par conséquent, de la température à l'interface. Cependant, la résistance de l'assemblage diminuait à des fréquences plus basses (27 et 40 kHz).

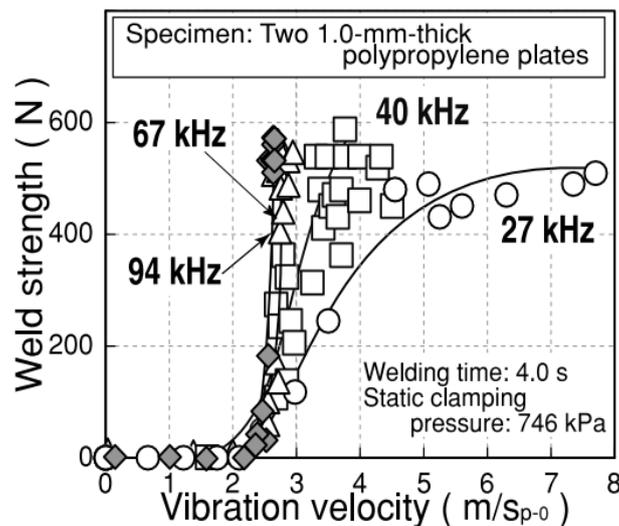


Figure I.16 : Relation entre la résistance de soudure et la vitesse de vibration pour trois fréquences différentes [41].

Les générateurs d'ultrasons fonctionnant à une fréquence de 20 kHz sont couramment employés pour le soudage des composites thermoplastiques, et leur efficacité a été démontrée dans de nombreuses études [29][45][46][47].

I.1.3.2.2. Influence des polymères en contact

Les propriétés fondamentales des polymères qui exercent une influence sur le processus de soudage incluent leur structure moléculaire, leur point de fusion, leur viscosité, leur résistance mécanique, ainsi que leur composition chimique [33].

a. La structure du polymère

Généralement, une matrice polymère thermoplastique est composée de zones amorphes et de zones cristallines dans le cas des semi-cristallins. Les polymères amorphes se caractérisent par une disposition moléculaire aléatoire et une plage étendue de températures de ramollissement, ce qui permet leur ramollissement progressif pendant le soudage par ultrasons. Cette structure favorise la transmission efficace des vibrations ultrasonores, facilitant ainsi l'écoulement du matériau dans diverses configurations de force et d'amplitude. En revanche, les matrices semi-cristallines présentent des zones où la disposition moléculaire est ordonnée, entraînant des points de fusion et de solidification bien définis. En raison de leur température de fusion élevée, une quantité importante d'énergie est nécessaire pour perturber la structure semi-cristalline. De plus, il est plus complexe de transmettre les vibrations ultrasonores à l'interface du joint, car une partie des vibrations à haute fréquence est absorbée par le

matériau. Par conséquent, une amplitude accrue est requise, et la conception de la sonotrode ainsi que la distance par rapport au joint de soudure doivent être minutieusement étudiées pour s'adapter à ces spécificités.

b. La température de fusion / Fluidité

La température de fusion joue un rôle déterminant dans la quantité d'énergie ultrasonore requise pour le processus de soudage. En effet, plus la température de fusion d'un matériau est élevée, plus le soudage nécessite d'énergie ultrasonique. Les caractéristiques telles que la température de fusion et la fluidité revêtent une importance particulière lors du soudage de polymères distincts. En cas de différences de température de fusion, le polymère ayant une température de fusion plus basse fondra plus rapidement et son ramollissement empêchera une génération de chaleur suffisante pour faire fondre l'autre polymère, ce qui peut entraîner une adhérence médiocre.

Tableau I.2 : Températures de fusion ou de transition vitreuse de quelques matières plastiques [48].

Semi-cristallins T_f (°C)		Amorphes T_g (°C)	
PE-BD	115	PVC	90
PE-H	168	PS	90
PP-H	140	ABS	110
POM	175	PMMA	120
PA6	220	PPO	210

c. La rigidité

La rigidité d'un matériau exerce une influence significative sur la transmission de l'énergie ultrasonore. En effet, plus un matériau est rigide, plus efficace est la transmission de cette énergie. En règle générale, les matériaux présentant un faible module de stockage (rigidité réduite) ont tendance à se déformer facilement lors du processus de soudage par ultrasons. Par conséquent, il est impératif que le matériau possède un module de stockage suffisamment élevé pour garantir une transmission adéquate des vibrations jusqu'à l'interface de soudure. De plus, un module de perte élevé entraîne un chauffage rapide du matériau au niveau de l'interface de soudure.

d. Les charges et les renforts

Les charges représentent une catégorie d'additifs destinés à améliorer la capacité de certaines résines à transmettre efficacement l'énergie ultrasonore, en conférant ainsi une plus grande rigidité au matériau. Cependant, il est impératif de contrôler soigneusement la quantité de charge ajoutée. Des résultats positifs ont été observés en matière de transmission des vibrations ultrasoniques lorsqu'une quantité allant jusqu'à 20 % d'agent de remplissage était utilisée. Cependant, l'ajout d'une quantité supérieure peut entraîner une insuffisance de résine à l'interface, réduisant ainsi la qualité de la soudure [33].

Des études ont montré que l'incorporation de fibres à hauteur de 10 à 20 % en volume améliorait la soudabilité grâce à l'augmentation de la rigidité, ce qui favorisait une transmission plus efficace des vibrations ultrasoniques [49]. Cependant, lorsque la teneur en fibres atteignait 30 à 40 % en volume, la qualité de la soudure déclinait, car la quantité de matrice disponible pour la fusion diminuait, conduisant ainsi à des soudures plus faibles [50]. Par exemple, dans une étude menée par Liu et al. [39], la résistance du joint dans le composite FV/PP avec une teneur en poids de 30 % était supérieure à celle du composite FV/PP avec une teneur en poids de 10 %. En revanche, Nikoi et al. [51] ont expérimentalement évalué la force de rupture d'un joint FV/PP par un test de cisaillement sur joint à recouvrement et ont constaté

que cette force diminuait avec l'augmentation de la teneur en fibres, en raison de la réduction de la surface de la matrice et de l'adhérence insuffisante des fibres à la matrice.

e. La teneur en humidité

La teneur en humidité représente un autre paramètre critique qui influe sur la qualité de la soudure. En chauffant, l'eau présente dans le matériau s'évapore, créant ainsi une mousse poreuse qui dégrade l'intégrité du joint à l'interface [52]. En règle générale, une augmentation de l'humidité se traduit par des zones de soudure de dimensions réduites, davantage de vides, ainsi qu'une déformation plus prononcée autour de ces vides, ce qui est clairement visible sur la surface de fracture. Par conséquent, une fracture interfaciale devient apparente.

Ce phénomène s'explique par le fait que les molécules d'eau interfèrent avec les liaisons par pont hydrogène dans les chaînes de polymères, altérant ainsi les propriétés du matériau composite [53]. Cela se traduit par des modifications du module élastique, du module de perte [54], et de la plasticité du composite [55].

Tableau I.3 : Valeurs d'absorption d'eau de quelques polymères (% massique) [56].

Matière	Taux d'humidité	Matière	Taux d'humidité
PA6	1,3 à 1,9	PMMA	0,25
PA12	0,24	PC	0,3
POM	0,12	PS	0,04
PP	0,01	ABS	0,25

Des recherches [57] sont également en cours pour comprendre l'influence de l'absorption d'humidité sur les performances de soudage des composites en polyamide 66 renforcé de fibres de carbone, dans le contexte d'essais de cisaillement. Il est important de noter que même une légère absorption d'humidité, représentant seulement 1 % du poids, a eu des conséquences néfastes sur les propriétés de soudage des échantillons composites. Cependant, il est intéressant de noter que l'effet de réduction de la résistance de la soudure peut être totalement inversé si les échantillons sont soumis à un processus de séchage préalable avant d'être soumis au soudage. De plus, il convient de mentionner que l'incidence de l'absorption d'humidité était négligeable lorsque les échantillons étaient soumis à un soudage à une amplitude supérieure à 100 μm comme le montre la figure I.17 [57].

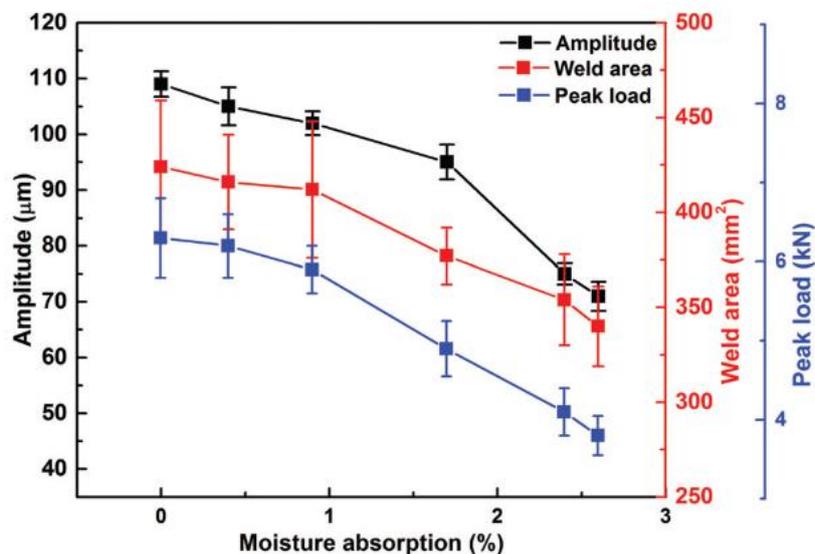


Figure I.17 : Effet de la teneur en humidité sur l'amplitude, la surface de la soudure et charge du joint [57].

I.1.3.2.3. Directeurs d'énergie

La présence d'un directeur d'énergie (DE) est importante pour le soudage de polymères par ultrasons. Le DE est une protubérance de résine sur l'échantillon composite, et ne contient aucune fibre, et il est placé à l'interface pendant le soudage, comme illustré dans la figure I.18. Les directeurs d'énergie jouent un rôle significatif dans l'amélioration de la qualité de la soudure, tout en contribuant à accélérer et à optimiser l'efficacité du processus de soudage, comme mis en évidence dans diverses études [2][17][20][25][56][58].

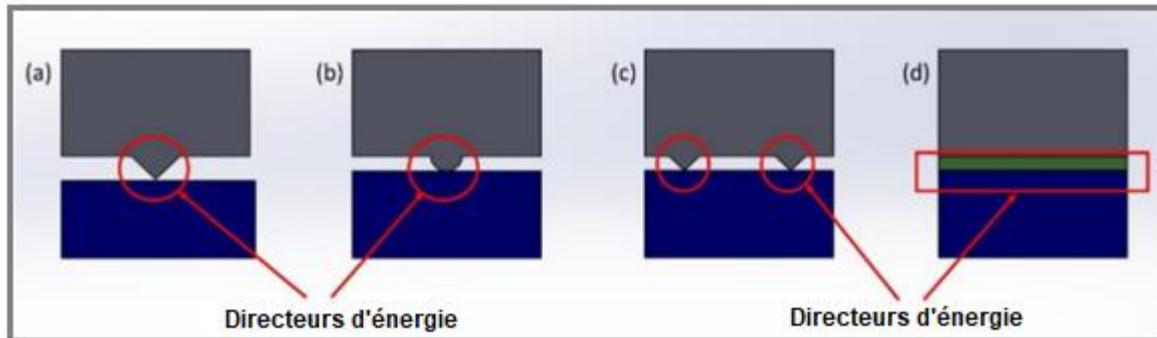


Figure I.18 : Types des directeurs d'énergie : a) DE Triangulaire b) DE Semi-circulaire c) DE Multiple d) DE Plat/Rectangulaire DE [59].

Le soudage par ultrasons repose sur le principe du chauffage viscoélastique à l'interface, et en raison de leur section transversale plus réduite, les directeurs d'énergie (DE) contribuent à une concentration de l'énergie et du chauffage viscoélastique au niveau de l'interface, comme observé dans plusieurs études antérieures [47][60][61]. La conception des DE joue un rôle de tout premier ordre dans l'obtention de soudures de qualité, car des facteurs tels que leur forme, leur taille, leur morphologie et leur disposition exercent une influence directe sur la qualité de la soudure finale. Plusieurs configurations de DE ont été envisagées, comprenant des formes semi-circulaires la figure I.18.b), triangulaires (la figure I.18.a), rectangulaires, plates (la figure I.18.d), l'utilisation de DE multiples (la figure I.18.c), et d'autres variantes [17][62][47]. De plus, les DE peuvent être positionnés de manière à être parallèles ou perpendiculaires aux joints soudés, et leur efficacité peut être comparée. Cependant, en raison des différences de rigidité entre les polymères purs et les composites renforcés de fibres, l'utilisation de DE plats est couramment privilégiée. Il convient toutefois de noter que l'épaisseur des DE plats joue un rôle important dans leur capacité à concentrer la production de chaleur. Une réduction de l'épaisseur des DE plats entraîne une augmentation des taux de production de chaleur à la fois au sein des adhérents et au niveau des DE. Par conséquent, en dessous d'un seuil d'épaisseur spécifique, les DE plats perdent leur capacité à concentrer la production de chaleur, ce qui signifie que les DE que les adhérents chauffent et fondent simultanément. Cela augmente le risque de surchauffe à l'interface de soudage [63]. Les recherches ont démontré que des DE plats ayant une épaisseur de 250 μm ou plus étaient capables de concentrer efficacement la production de chaleur, produisant ainsi des soudures de haute qualité pour divers matériaux composites thermoplastiques [25]. En revanche, les DE plats d'une épaisseur inférieure à 100 μm ont été associés à la formation de lignes de soudure comportant des vides, probablement dus à une surchauffe de la résine thermoplastique [63][64].

Par ailleurs, Villegas et al. ont mené une étude sur l'impact de la qualité de la soudure en utilisant diverses configurations, orientations et formes de DE [47]. Leur étude a porté sur un composite renforcé de fibres de carbone, avec une matrice en polyétherimide (PEI), et les résultats ont été évalués par des essais de cisaillement statique.

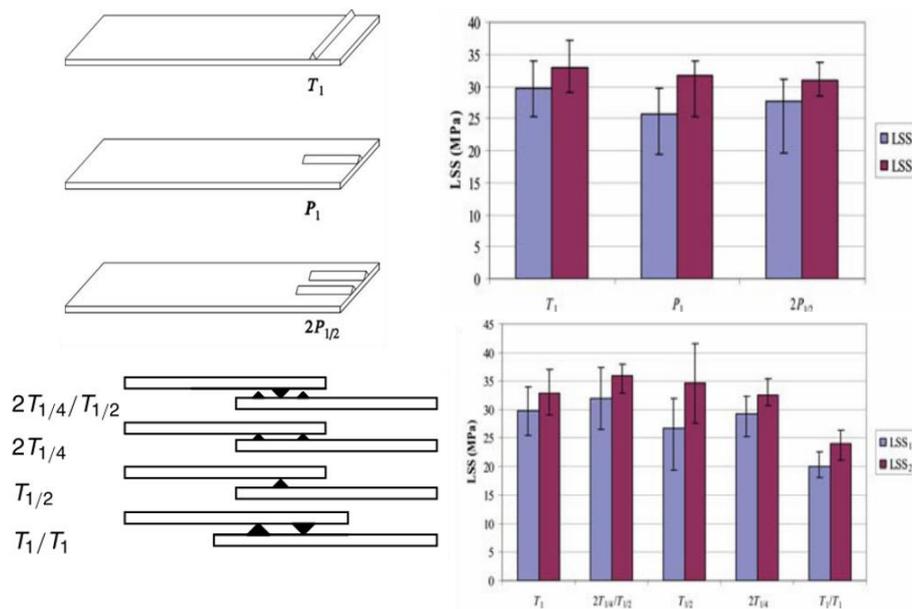


Figure I.19 : Différentes orientations des DE (gauche) et résultats des trois configurations en termes de résistance (droite) [47].

Aucun effet significatif de l'orientation des directeurs d'énergie (DE) sur la valeur de la résistance de soudage en cisaillement (LSS) n'a été observé. En revanche, l'utilisation d'un stratifié avec DE multiples a montré une augmentation de la résistance de soudage avec l'augmentation du volume des DE, jusqu'à un seuil critique. Au-delà de ce seuil, une augmentation supplémentaire du volume des DE a entraîné une réduction significative de 34 % de la valeur LSS par rapport aux configurations précédentes.

Des recherches similaires ont été menées par Senders et al. [52] ainsi que par Palardy et al. [63][65], explorant l'effet des directeurs d'énergie plats sur le soudage par ultrasons en utilisant différentes combinaisons de matériaux. Les composites FC/PPS et FC/PEI ont été utilisés dans ces études respectivement. Palardy et al. ont spécifiquement examiné l'effet de l'épaisseur des directeurs d'énergie plats en PEI, en utilisant des épaisseurs de 0,06 mm, 0,25 mm et 0,5 mm, et ont analysé les courbes de puissance associées à ces configurations [65]. Leurs résultats ont révélé que les films d'épaisseur supérieure, c'est-à-dire 0,25 mm et 0,5 mm, présentaient un comportement similaire, avec une fusion du film précédant la fusion du substrat. En revanche, dans le cas de l'épaisseur de 0,06 mm, le film et les adhérents ont fondu simultanément.

Dans une autre étude, Villegas a comparé le temps de soudage requis pour les directeurs d'énergie triangulaires par rapport aux directeurs d'énergie plats, en évaluant leur résistance de soudage. Cette étude a été réalisée en utilisant le mode de contrôle du déplacement pour les essais, avec l'utilisation du composite FC/PPS [20]. Les résultats ont indiqué que la fusion du directeur d'énergie triangulaire était environ deux fois plus rapide que celle du directeur d'énergie plat, bien que le temps nécessaire pour remplir entièrement la zone de recouvrement et pour la consolidation finale soit relativement similaire.

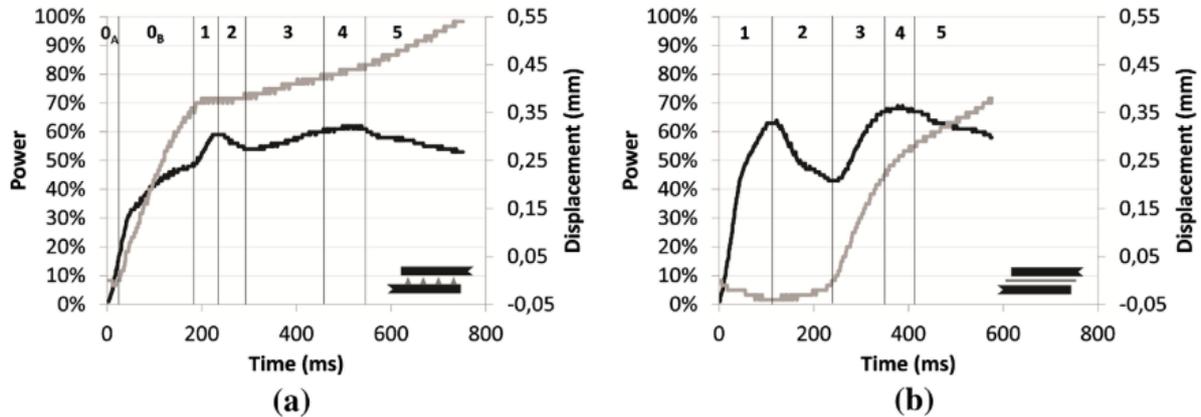


Figure I.20 : Courbes de puissance et de déplacement a) avec des DE triangulaires intégrés, b) avec des DE plats. (Force de soudage : 500 N, Amplitude : 86,2 μm) [20].

Cette étude a également révélé que la configuration des directeurs d'énergie (DE) avec des bandes triangulaires implique deux étapes supplémentaires par rapport aux cinq étapes classiques observées avec les DE plats. Cependant, les quatre dernières étapes du processus identifiables sur les courbes de puissance et de déplacement étaient identiques pour des DE triangulaires ou des DE plats.

Une autre recherche a été menée par Goto et al. [66], qui ont étudié la résistance au soudage du composite FC/PA-6 en effectuant deux types de tests : des essais de cisaillement par recouvrement (SLS) et des essais de traction transversale (CTT). Ils ont utilisé des stratifiés tissés en croisé et en sergé, et ont comparé les résultats obtenus avec ces deux types de stratifiés avec et sans directeurs d'énergie, à différentes énergies de soudage. Leurs résultats ont montré que le stratifié tissé en sergé présentait une valeur LSS1 plus élevée, mais une valeur LSS2 plus faible que le stratifié à couches croisées. De plus, l'étude a révélé que la valeur LSS1 était environ 77 % plus élevée pour le stratifié en sergé lorsque les DE étaient utilisés par rapport à leur absence, tandis que la valeur LSS2 montrait des résultats presque similaires dans les deux cas.

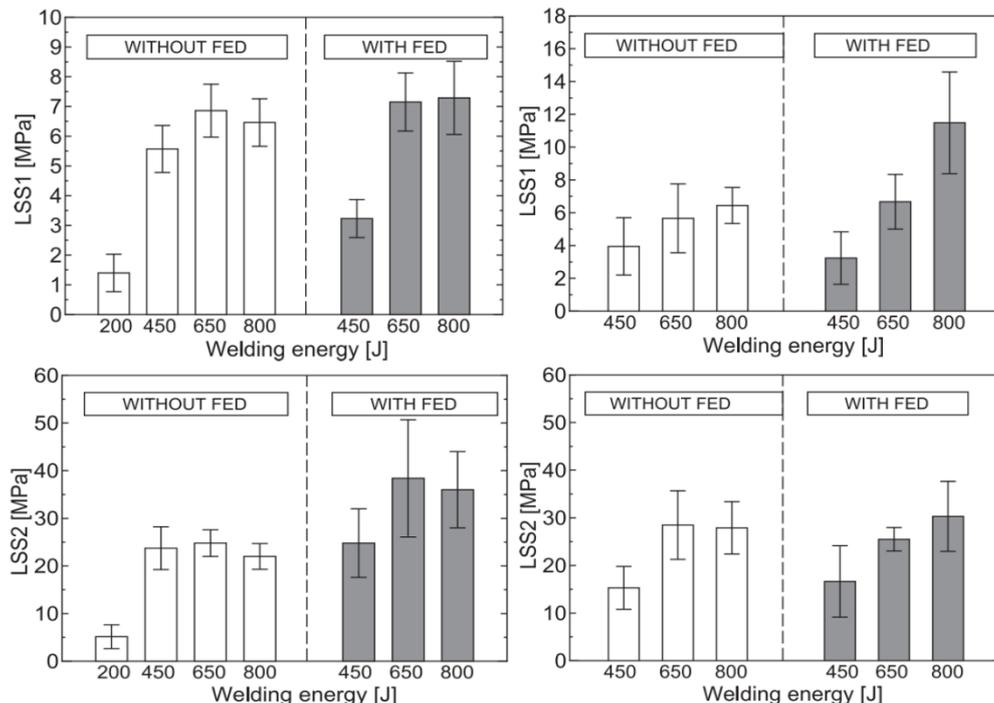


Figure I.21 : a) LSS1 et c) LSS2 des stratifiés tissés croisé, b) LSS1 et d) LSS2 des stratifiés tissés sergé [66].

I.1.4. Caractérisation thermique et mécanique des joints soudés

I.1.4.1. Techniques de mesure de la température

I.1.4.1.1. Techniques de mesure

La température joue un rôle critique dans le soudage par ultrasons des matériaux composites, car elle peut affecter la qualité et l'efficacité du processus. Plusieurs méthodes de mesure de la température sont utilisées dans ce contexte pour surveiller et contrôler la fusion et le soudage des matériaux composites. Parmi ces méthodes, les thermocouples et les caméras infrarouges sont les plus pertinentes.

Les thermocouples sont l'une des méthodes les plus courantes pour mesurer la température lors du soudage par ultrasons des matériaux composites. Ces dispositifs fonctionnent en exploitant la variation de la tension électrique générée aux jonctions de deux métaux différents en réponse à la température. Les thermocouples peuvent être insérés directement dans les matériaux composites, offrant ainsi une mesure de la température locale pendant le processus de soudage. Cependant, ils peuvent avoir un impact sur la structure des composites et ne mesurent que la température à des points spécifiques. Il existe différents types de thermocouples (TC), correspondant à plusieurs applications. Les combinaisons les plus courantes sont les thermocouples de type K, T et J. Dans le cas du soudage de polymères ou de composites, des TC de type K de petit diamètre (inférieur à 0,3 mm) sont généralement utilisés pour limiter leur impact sur le processus.

Les caméras infrarouges sont une autre méthode de mesure de la température largement utilisée. Elles captent la radiation infrarouge émise par les matériaux en fonction de leur température, produisant ainsi des images thermiques en temps réel. Les caméras infrarouges permettent une surveillance continue de la température sur une grande surface, ce qui est particulièrement utile pour détecter les variations de température et les points chauds lors du soudage par ultrasons. Cependant, elles ne mesurent que la température superficielle, cette mesure peut être influencée par des facteurs environnementaux tels que la réflectivité des surfaces.

I.1.4.1.2. Cas du soudage par ultrasons

Dans le contexte spécifique du soudage par ultrasons, il existe une complexité supplémentaire liée à la mesure des températures à l'interface de soudage. Cette difficulté découle de l'interface fermée et du déplacement de la surface de contact lors du processus de soudage par ultrasons. L'approche principale pour relever ce défi consiste à intégrer un thermocouple dans une couche de polymère interfaciale [67] ou à l'intérieur de la pièce à souder, le plus près possible de la surface de contact [68]. Cependant, il est important de noter que les thermocouples ont tendance à agir comme des directeurs d'énergie, ce qui peut avoir un impact significatif sur le processus de soudage.

Certains chercheurs ont opté pour l'utilisation de thermocouples de type K positionnés à l'interface de soudage, comme observé dans les travaux de Tao et al. [17] et Gao et al. [43]. Tao et al. [17], par exemple, ont employé des thermocouples d'un diamètre de 0,125 mm pour surveiller les données de température pendant le processus de soudage d'éprouvettes FC/PEEK, avec ou sans l'ajout de DE PEEK. Les courbes de température obtenues avec l'utilisation de DE PEEK sont présentées à la figure I.22. Il est à noter que l'incorporation de DE PEEK réduit la température maximale atteinte (416 °C avec DE PEEK contre 443 °C sans DE PEEK), vraisemblablement en raison de l'absorption de chaleur par la fusion des DE PEEK. De plus, la présence de DE PEEK accélère le processus de chauffage, ce qui est attribué à l'effet d'échauffement viscoélastique du polymère, comme l'ont expliqué les auteurs.

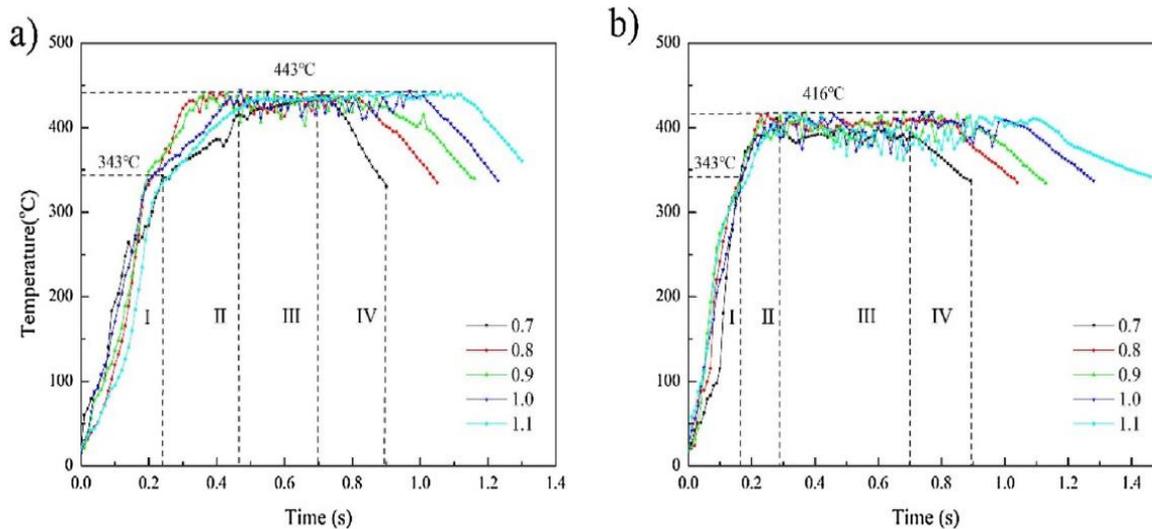


Figure I.22 : Courbes de température en temps réel pour différentes valeurs de temps de vibration a) sans DE, b) avec DE plat [17].

Une autre approche consiste à évaluer la distribution de la température en utilisant la thermographie infrarouge, avec l'orientation de la caméra thermique soit perpendiculaire [69] soit parallèle à l'interface de soudage [70][71][72][73]. Cependant, l'application de cette technique alternative est souvent limitée car la zone de soudage est généralement obstruée par la sonotrode pendant toute la durée du processus. Il convient de noter que cette méthode a déjà été employée avec succès pour le soudage laser [69][71], le soudage par résistance [74], ainsi que pour le soudage par conduction [75].

I.1.4.2. Caractérisation mécanique

La caractérisation est d'une grande importance pour évaluer les performances et l'intégrité des assemblages. Elle fournit des informations essentielles sur la résistance et la durabilité des joints soudés, des éléments clés dans de nombreuses applications. Ainsi, la caractérisation mécanique des joints soudés sert de base à l'analyse plus détaillée des modes d'ouverture des fissures et des techniques expérimentales qui seront abordées par la suite.

I.1.4.2.1. Modes d'ouverture des fissures

La rupture d'un matériau composite peut se produire dans deux domaines distincts : le domaine plastique, indiquant que la limite d'endommagement du matériau a été atteinte, ou le domaine élastique. Lorsque la rupture survient dans le domaine plastique, on qualifie le comportement du matériau de ductile, tandis que lorsqu'elle se produit dans le domaine élastique, le matériau est dit fragile. Dans le cas où la rupture résulte de dommages causés par des sollicitations répétées, il y a une accumulation de microfissures fragiles jusqu'à ce qu'une fissure de taille critique apparaisse, puis se propage jusqu'à la rupture complète. Cette forme de défaillance est appelée rupture par fatigue. En ce qui concerne ce type de rupture, lorsque qu'une fissure est soumise à un système de forces, elle peut se propager selon trois modes distincts ou des combinaisons de ces modes, comme illustré dans la figure I.23 [76].

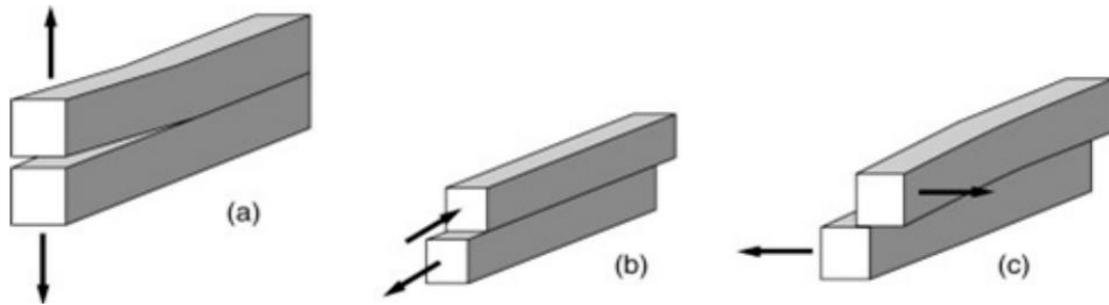


Figure I.23 : Modes fondamentaux d'ouverture des fissures [76].

- ❖ **Mode I** (figure I.23.a) : **Rupture en ouverture.**
- ❖ **Mode II** (figure I.23.b) : **Rupture en cisaillement.**
- ❖ **Mode III** (figure I.23.c) : **Rupture en pelage ou en déchirement.**

I.1.4.2.2. Techniques expérimentales

Pour caractériser les soudures dans les composites renforcés de fibres, il existe plusieurs méthodes couramment utilisées. Pour évaluer la résistance à la rupture en mode I, c'est-à-dire lorsque les forces sont perpendiculaires à la ligne de joint, le test Double Cantilever Beam (DCB) (figure I.24) est largement utilisé. Dans ce test, un échantillon composite est préparé avec une entaille contrôlée le long de la ligne de joint, puis soumis à une force de traction qui sépare progressivement les deux extrémités du joint. Le DCB est connu pour sa simplicité, son coût abordable et sa capacité à mesurer efficacement la résistance en mode I des composites unidirectionnels. De plus, il peut être réalisé à la fois en conditions quasi-statiques et cycliques.

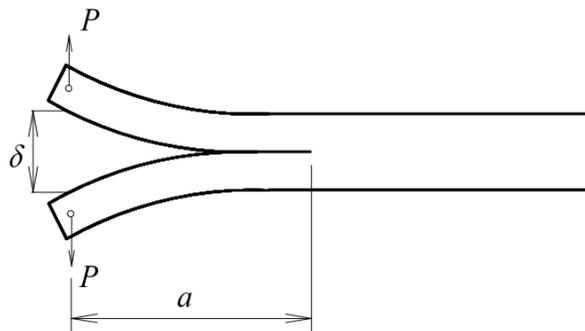


Figure I.24 : Représentation schématique du test DCB. P est la charge imposée, δ est le déplacement de l'ouverture de la fissure et a est la longueur de la fissure.

En outre, une technique de test de traction transversale (Cross Tensile Test, CTT) a été développée par Goto et al. [66] pour évaluer le comportement en traction de manière plus complète (figure I.25). Cette méthode permet d'évaluer à la fois l'efficacité et la qualité du soudage des composites renforcés de fibres.

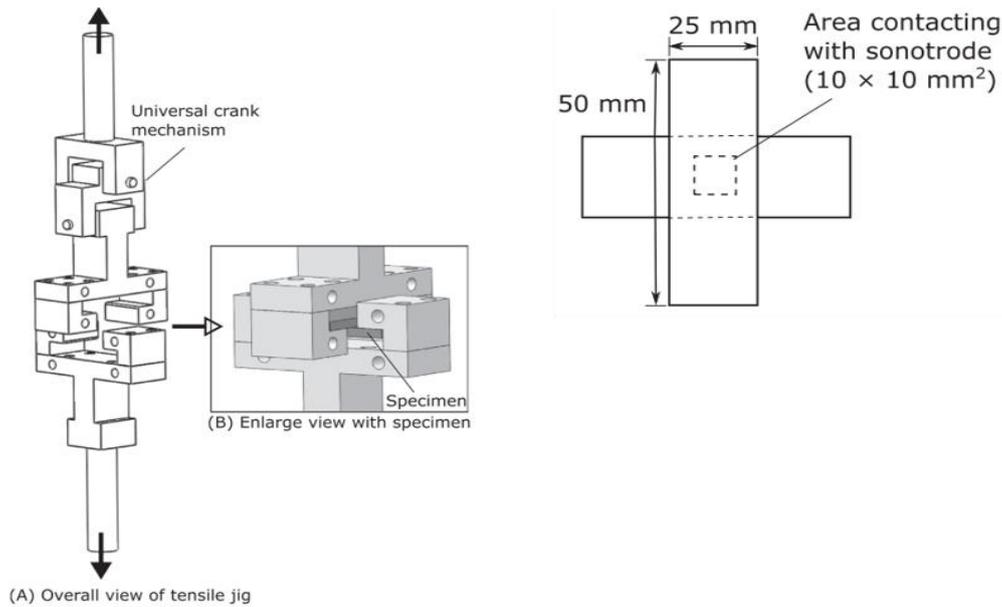


Figure I.25 : a) Dispositif du test CTT, b) Schéma de l'échantillon pour l'essai CTT [66].

Enfin, le test de résistance au cisaillement en simple recouvrement (Single Lap Shear - SLS) (figure I.26) est fréquemment employé pour évaluer l'efficacité des joints dans les composites thermoplastiques renforcés de fibres. Cette méthode permet de comparer les matériaux en identifiant celui offrant la plus grande résistance sous une charge de cisaillement, bien qu'elle ne fournisse que la contrainte de cisaillement à la rupture (Lap-Shear Strength, LSS). Cette technique est adoptée par de nombreux groupes de recherche spécialisés dans le soudage des composites thermoplastiques [25][58][63].



Figure I.26 : Schéma de la configuration Single-Lap Shear (SLS).

I.1.5. Méthodes d'optimisation

Les recherches précédentes conduisent à la conclusion que la qualité des soudures est généralement influencée par divers facteurs, notamment les propriétés des matériaux et les distributions thermiques à l'intérieur du substrat, qui interagissent de manière complexe. Une compréhension détaillée de la relation entre ces facteurs et la qualité de la soudure est nécessaire pour la détermination des paramètres de soudage par ultrasons des composites thermoplastiques. Généralement, pour définir les paramètres optimaux et prédire la résistance de la soudure, des approches expérimentales basées sur des essais et des erreurs sont nécessaires, mais elles sont souvent coûteuses et chronophages. De nombreuses méthodes mathématiques ont été employées pour réduire le nombre d'expérimentations, notamment la méthode des plans d'expériences (Taguchi [34]) et les modèles de réseaux de neurones artificiels (ANN) [77][78][79][80]. En particulier, avec l'avancement de l'informatique, les ANN se révèlent être des outils puissants pour traiter de vastes ensembles de données expérimentales [78].

Natesh et al. [79] ont élaboré un modèle ANN pour examiner l'influence du temps de soudage, de l'amplitude et de la pression sur la résistance de la soudure et la génération de chaleur. Li et al. [80] ont prédit la charge de rupture et le niveau de qualité des soudures pour les composants thermoplastiques renforcés de fibres de carbone en combinant un modèle ANN avec des modèles à forêt aléatoire, démontrant ainsi la possibilité d'effectuer une inspection en ligne de la qualité des soudures. Néanmoins, la précision de prédiction de ces méthodes est parfois limitée en raison des données expérimentales

disponibles. Par conséquent, pour une meilleure sélection des paramètres de soudage, il est impératif de développer une compréhension détaillée de l'évolution des phénomènes physiques complexes et des mécanismes impliqués dans le soudage par ultrasons des composites thermoplastiques. Liu et al. [34][39] ont conduit une étude sur l'influence de divers paramètres de soudage, notamment le temps de soudage, la pression de soudage, la géométrie du directeur d'énergie, l'amplitude, le temps de maintien et la pression de maintien, sur la qualité de la soudure en utilisant la méthode Taguchi. Cette recherche s'est concentrée sur l'utilisation de composites en fibre de verre renforcés de polypropylène ainsi que de composites en fibre de verre renforcés de polyamide. Les résultats de l'étude ont mis en évidence l'impact significatif du temps de soudage, de l'amplitude des vibrations et de la géométrie du DE sur la qualité de la soudure.

Bien que le soudage par ultrasons ait été bien étudié pour de nombreux types de matériaux composites à base de matrice thermoplastique et de fibres synthétiques, il existe un manque de recherche sur son application aux composites composés de fibres naturelles. Ce défi est amplifié par la sensibilité des fibres naturelles à la chaleur. Une exposition prolongée à des températures élevées peut en effet endommager les fibres et altérer leurs propriétés mécaniques.

I.2. Composites à fibres végétales

Un matériau composite est défini comme étant l'assemblage de deux matériaux non miscibles, à savoir la matrice et le renfort. Le rôle principal du renfort est de supporter la majeure partie des contraintes mécaniques appliquées au matériau composite, conférant ainsi à ce dernier des propriétés mécaniques supérieures à celles de la matrice. Le renfort joue un rôle prépondérant dans la définition de la rigidité du matériau composite.

Les renforts peuvent être catégorisés selon différents critères, notamment leurs formes (fibres ou particules), leur nature (verre, carbone, métal, matériaux naturels), et leur arrangement structurel (mat, tissu, etc.). Dans l'industrie, les fibres continues sont largement préférées en tant que renforts, en raison de leurs excellentes propriétés mécaniques. La figure I.27 présente une illustration des principaux types de renforts fibreux utilisés dans la fabrication de composites.

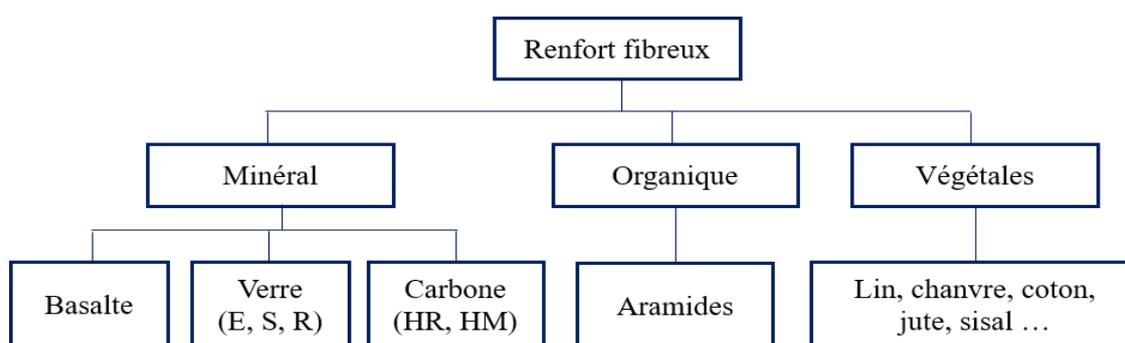


Figure I.27 : Principaux types de renforts utilisés pour les matériaux composites [81].

Dans le comportement des matériaux composites, la matrice joue des rôles multiples en transmettant les charges mécaniques vers les renforts, en maintenant leur orientation prévue, et en les protégeant contre les diverses influences environnementales [82]. Dans l'industrie, les matrices organiques sont prédominantes, avec une utilisation répandue des résines thermodurcissables et des thermoplastiques. Les thermodurcissables subissent une polymérisation irréversible qui les transforme en matrices infusibles, limitant ainsi leur potentiel de recyclage. En général, les thermodurcissables affichent des propriétés mécaniques supérieures à celles des thermoplastiques [82].

Pour des raisons de performances et de rentabilité, les fibres de verre sont les renforts les plus utilisés dans la fabrication de composites. De nombreuses études ont démontré que les fibres de verre

possèdent des propriétés mécaniques remarquables en termes de module et de résistance [83][84]. Il est à noter que les fibres de carbone, présentant des caractéristiques mécaniques encore supérieures à celles des fibres de verre, sont privilégiées dans les applications nécessitant des performances élevées [85].

Au cours des dernières années, les fibres naturelles ont suscité un intérêt scientifique croissant, en raison de leur disponibilité abondante et de leurs avantages sur le plan environnemental. La figure I.28 illustre les principaux types de fibres naturelles. Parmi celles-ci, les fibres végétales sont les plus utilisées dans la production de matériaux composites. Elles peuvent être classées en fonction de l'organe végétal dont elles sont issues [86].

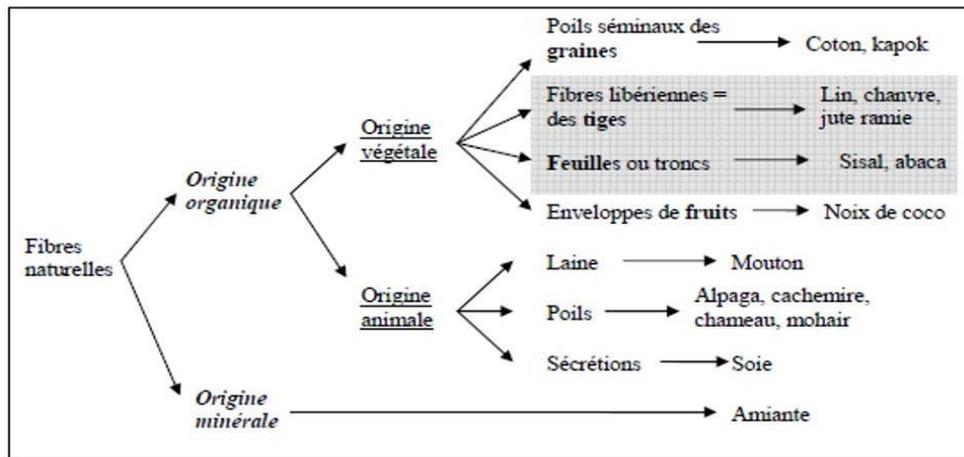


Figure I.28 : Principaux types de fibres naturelles [86].

La comparaison des fibres végétales aux fibres de verre (figure I.29), montre qu'elles offrent plusieurs avantages tels que :

- Un faible coût de production ;
- L'abondance et la biodégradabilité ;
- Un recyclage facile ;
- Une faible demande en énergie pour la production ;
- Un rapport résistance / poids élevé.

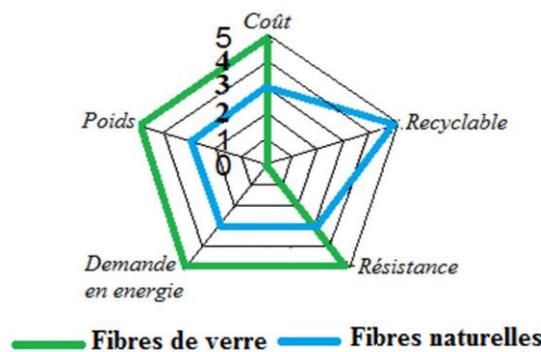


Figure I.29 : Comparaison des fibres végétales et des fibres de verre [87].

Cependant, ces fibres présentent également quelques inconvénients et nécessitent des traitements spécifiques par rapport :

- A la bonne adhésion fibre/matrice ;
- A l'homogénéité des propriétés des fibres ;
- A l'hydrophilie.

De manière générale, l'utilisation de fibres végétales comme renfort pour les composites trouve sa justification dans la valorisation des ressources locales et dans le développement de matériaux et de technologies intégrant des considérations environnementales [86]. Les fibres naturelles, en tant que matériau de haute qualité, ont été fabriquées et utilisées pendant des milliers d'années. Dans cet esprit, il est envisagé de remplacer les fibres de verre par des fibres végétales, non seulement pour des raisons économiques, mais aussi en raison de leur caractère écologique.

En effet, la production mondiale de fibres végétales, à l'exception du coton, s'élève à près de 6 millions de tonnes, englobant une diversité considérable de types de fibres telles que le jute, le lin, le sisal, le chanvre, et la noix de coco, entre autres [88]. La culture de ces fibres varie d'une région à l'autre, avec le kenaf et le jute prédominants en Asie, tandis que l'Europe se distingue principalement par la production de chanvre et de lin. Notamment, l'Europe se positionne en tant que premier producteur mondial de fibres de lin, représentant 70 % de la production mondiale [89]. Parmi les pays européens, la France contribue de manière significative à cette production, avec 80 % de celle-ci produite sur son territoire [90]. Par conséquent, le lin est largement exploité en France dans le contexte du développement de composites agro-sourcés.

I.2.1. Fibres de lin

Le lin (*Linum usitatissimum*) se caractérise par une tige unique et des fleurs pouvant présenter diverses couleurs, principalement bleu-violet, et occasionnellement blanche en fonction des variétés (voir figure I.30). Généralement, il est cultivé dans des régions où les températures quotidiennes demeurent en dessous de 30 °C [91].



Figure I.30 : Présentation de la fleur de lin.

L'extraction des fibres de lin longues s'effectue en plusieurs étapes bien définies. Le cycle de croissance du lin est relativement court, d'environ 100 jours, et il est cultivé pendant trois mois avant d'être récolté. Une fois arraché, le lin est disposé en nappes sur le sol de sa culture pour subir un processus de rouissage. Cette étape est essentielle car elle favorise l'extraction des fibres en dégradant la pectine grâce à l'action de micro-organismes [92]. Par la suite, l'extraction des fibres longues est réalisée par le procédé de teillage, au cours duquel les éléments non fibreux tels que les graines et les débris sont éliminés [93]. Les fibres obtenues après cette extraction sont ensuite soumises à un processus de peignage et d'enroulement en vue de leur assemblage sous forme de nappes. Les nappes commerciales sont généralement constituées de fibres provenant de différentes récoltes, garantissant ainsi des propriétés mécaniques uniformes d'une année à l'autre.

La structure de l'échelle macroscopique à l'échelle microscopique, la composition chimique et les propriétés mécaniques des fibres de lin seront détaillées dans la suite.

I.2.1.1. Structure et composition chimique de la fibre

a. Structure et morphologie

Les fibres unitaires de lin se caractérisent par une section polygonale et un diamètre qui varie généralement de 10 à 30 μm . Contrairement aux fibres synthétiques, les fibres végétales présentent une

structure complexe, résultant de l'assemblage de divers composants chimiques pour former une structure composite. Cette structure composite est constituée de micro-fibrilles de cellulose qui agissent comme renfort de la fibre, tandis que l'hémicellulose joue le rôle de matrice, liant les micro-fibrilles entre elles [94]. Ces fibres de lin unitaires ont tendance à s'agréger en faisceaux, dont la cohésion est assurée par le ciment pectique.

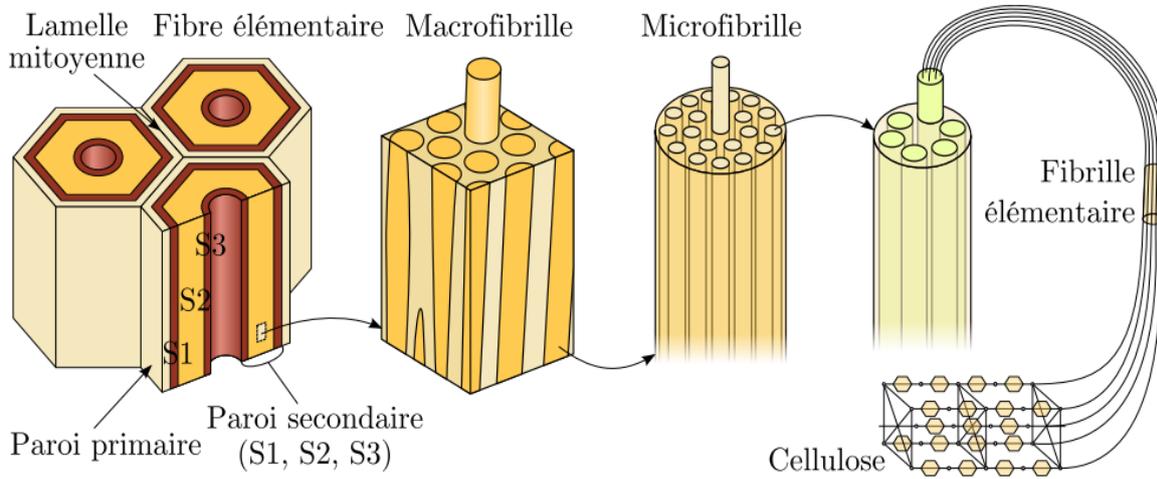


Figure I.31 : Structure des fibres végétales [95].

Outre leur complexité en tant que structure composite multicouche, les fibres unitaires se caractérisent par une structure multicouche distincte. Une fibre végétale unitaire est ainsi composée d'une paroi primaire, d'une paroi secondaire qui, à son tour, est subdivisée en trois sous-parois distinctes, et d'une cavité centrale appelée lumen (voir figure I.31). La paroi primaire, qui constitue la couche externe de la fibre, est relativement fine, avec une épaisseur comprise entre 0,1 et 0,5 μm . Elle est principalement composée de pectines et de micro-fibrilles de cellulose disposées de manière aléatoire [96]. En revanche, la paroi secondaire occupe la majeure partie du volume de la fibre et est elle-même composée de trois sous-parois identifiées comme S1, S2, et S3, s'étendant de l'extérieur vers l'intérieur de la fibre, S2 étant la plus épaisse. Au sein de ces sous-parois, les micro-fibrilles de cellulose adoptent une disposition ordonnée en forme de spirale (voir figure I.32), avec un angle microfibrillaire distinct pour chaque sous-paroi. Cet angle exerce une influence significative sur les propriétés mécaniques des fibres de lin, avec une estimation de 10° dans le cas de S2.

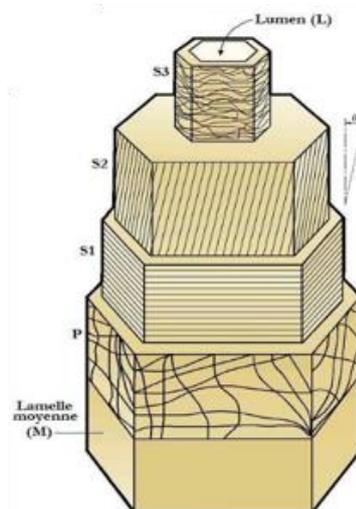


Figure I.32 : Représentation schématique d'une fibre élémentaire montrant l'orientation des microfibrilles dans chaque paroi [97].

b. Composition chimique

Les fibres végétales sont principalement composées de cellulose, d'hémicellulose, de lignine et de pectine, bien que d'autres constituants tels que des cires, des cendres, ou de l'eau soient également présents dans des quantités variables, en fonction des conditions climatiques. Il est à noter que la composition chimique des fibres végétales varie d'une espèce à l'autre, comme indiqué dans le tableau I.4.

Tableau I.4 : Composition en pourcentage massique de différentes fibres [97].

	Cellulose	Hémicelluloses	Lignines	Pectines	Autres (cire, eau,...)
Lin	64-85	5-20	0-5	2-20	9-12
Chanvre	58-85	10-23	3-6	1-17	11
Jute	61-75	11-15	8-15	0,2-1	11

La cellulose est le principal constituant conférant d'excellentes propriétés mécaniques aux fibres végétales. Elle présente une structure composée de régions cristallines et d'autres amorphes, avec un taux de cristallinité pouvant atteindre environ 80 % [98]. Les groupes hydroxyles (OH) présents dans la cellulose sont susceptibles de former des liaisons intrachaines et interchaines, contribuant ainsi à sa rigidité et à sa résistance mécanique.

L'hémicellulose, après la cellulose, représente le deuxième constituant majeur de la paroi cellulosique. Son rôle consiste principalement à servir de liaison entre les microfibrilles de cellulose, renforçant ainsi la structure de la paroi cellulaire par son interaction avec la cellulose et, dans certaines parois, avec la lignine [99]. L'hémicellulose est le biopolymère le plus hygroscopique de la paroi cellulaire, favorisant l'absorption d'humidité. Son extraction réduit le risque de dégradation due à des agents externes et améliore la compatibilité des fibres avec les matrices polymères synthétiques hydrophobes, en particulier pour une utilisation en composites [100].

La lignine, un autre biopolymère, enveloppe la structure microfibrillaire, se distribuant à travers la paroi cellulaire secondaire avec une concentration plus élevée dans la lamelle moyenne. Environ 70 % de la lignine se trouve dans cette région [98]. Souvent considérée comme l'agent de liaison de la paroi cellulaire de la fibre, la lignine assure l'imperméabilité à l'eau et offre une protection contre la dégradation [101]. Cependant, en raison de ses propriétés mécaniques nettement inférieures à celles de la cellulose, son extraction est nécessaire pour améliorer les propriétés mécaniques des fibres individuelles.

Les pectines, quant à elles, sont présentes dans les parois primaires (P) des fibres végétales et se caractérisent par leur hydrophilie similaire à celle de l'hémicellulose, en raison de la présence de groupes acides carboxyliques. L'élimination de ce composant s'avère également nécessaire pour l'utilisation en composites, réduisant ainsi l'incompatibilité avec les matrices polymères hydrophobes.

I.2.1.2. Propriétés mécaniques et physiques de la fibre

Les propriétés mécaniques des fibres de lin sont étroitement liées à l'organisation de leur paroi secondaire et à l'angle des microfibrilles [102]. Leur comportement mécanique se caractérise par une réponse non linéaire, composée de trois régions distinctes (deux régions linéaires séparées par une étape non linéaire) (figure I.33).

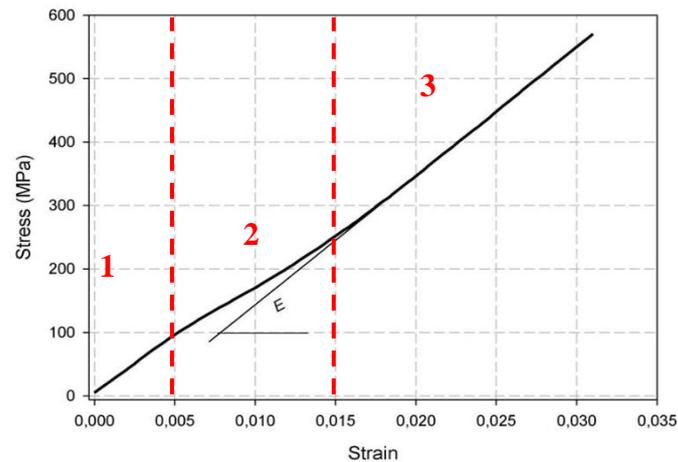


Figure I.33 : Comportement en traction d'une fibre de lin unitaire [102].

Les travaux de Charlet et al. [103] ont permis de distinguer trois phases distinctes du comportement mécanique des fibres de lin :

- La première phase, linéaire (0 % à 0,3 % de contrainte), est caractérisée par une déformation associée à une mise en tension de l'ensemble des parois de la fibre.
- La deuxième phase, non linéaire (0,3 % à 1,5 % de contrainte), est marquée par un comportement élasto-visco-plastique de la fibre, en particulier de la paroi cellulaire la plus épaisse (S2). Cette réponse de déformation non linéaire est en partie attribuable à l'alignement des microfibrilles de cellulose avec l'axe de traction, entraînant ainsi le réarrangement des parties amorphes de la paroi principalement constituées de pectine et d'hémicelluloses [90][103][104].
- La dernière phase, linéaire à partir de 1,5 % de déformation jusqu'à la rupture finale de la fibre, est provoquée par le délaminage de la fibre et l'apparition de fissures.

Une comparaison des propriétés physico-mécaniques entre différentes fibres telles que le lin, le chanvre, le jute et la fibre de verre est présentée dans le tableau I.5. Les variations de ces propriétés mécaniques s'expliquent par leurs microstructures et leurs compositions chimiques distinctes [105]. Parmi ces fibres végétales, les fibres de lin se distinguent par leurs propriétés spécifiques élevées, les plaçant en concurrence avec le verre dans les composites à matrice organique.

Tableau I.5 : Propriétés des fibres végétales comparés aux fibres de verre.

Fibres	Module d'élasticité longitudinal (GPa)	Allongement à la rupture (%)	Contrainte à la rupture (MPa)	Densité ρ (kg/m^3)	Module spécifique E/ρ	Réf.
Verre E	72-74	3,2-3,5	2300-2500	2,54	28-29	[86]
Lin	30-110	1,2-3	400-2000	1,52	20-72	[86][106][107][108]
Chanvre	60-70	1,6-1,8	389-1100	1,42	42-50	[86] [107]
Jute	10-30	1,5-1,8	393-800	1,44	7-21	[86]

I.2.1.3. Renfort de lin

Un tissu composite se compose de fils continus orientés dans deux directions principales : la direction chaîne et la direction trame. Les fils de trame passent alternativement au-dessus et en-dessous des fils de chaîne, suivant une séquence préétablie [82]. Lorsque le nombre de fibres dans les directions chaîne et trame est égal, on parle de tissu équilibré. Il existe plusieurs architectures de tissu, telles que

le taffetas (figure I.34.a), le sergé (figure I.34.b), et le satin (figure I.34.d). Les propriétés mécaniques d'un composite tissé sont largement dépendantes de l'architecture spécifique du tissu utilisé [109].

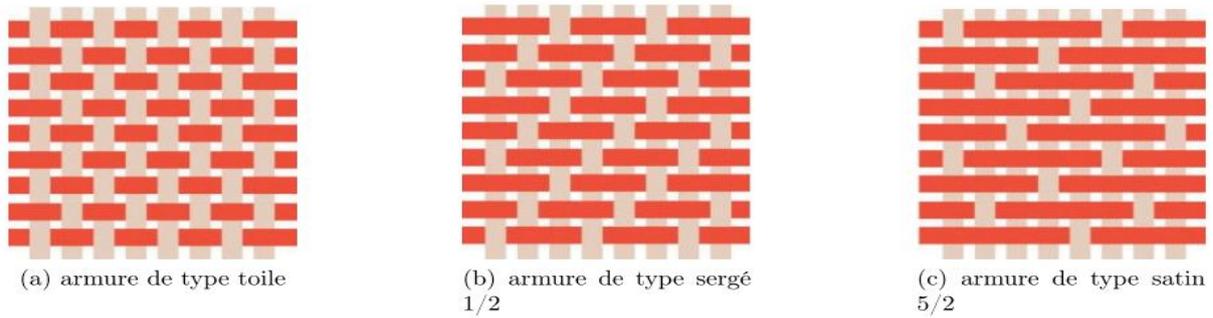


Figure I.34 : Représentation des trois armures principale utilisées comme renforts dans les matériaux composites [109].

Les renforts tissés offrent divers avantages pour la réalisation de stratifiés. Par exemple, même en l'absence d'imprégnation des tissus, il est possible de les transporter, de les stocker, puis de les draper dans le moule. Cette facilité d'utilisation ouvre la voie à l'application de techniques de mise en forme telles que la thermocompression.

I.2.2. Polypropylène

Parmi les thermoplastiques, le polypropylène (PP) se distingue par son intérêt particulier dans la fabrication de composites à base de fibres végétales, en raison de sa faible température de fusion (comprise entre 160 et 175 °C). De plus, il présente l'avantage d'appartenir à la famille des thermoplastiques les plus recyclés.

Le PP appartient à la famille des polyoléfines, étant issu de la polymérisation d'une oléfine (ou alcène) appelée propylène. En ce qui concerne sa structure moléculaire, il se compose d'une longue chaîne carbonée linéaire (figure I.35.a). En raison de la présence d'un carbone portant le groupe méthyle (CH_3) asymétrique, le PP peut adopter différentes configurations spatiales en fonction du mode de polymérisation. Lorsque tous les groupes CH_3 se trouvent du même côté du plan contenant la chaîne carbonée, le PP est qualifié d'isotactique. En revanche, s'ils sont répartis de manière aléatoire, on parle de PP atactique (figure I.35.c). La chaîne peut également s'enrouler en une structure en forme d'hélice (figure I.35.b) de manière à maximiser la distance entre les groupements CH_3 [110].

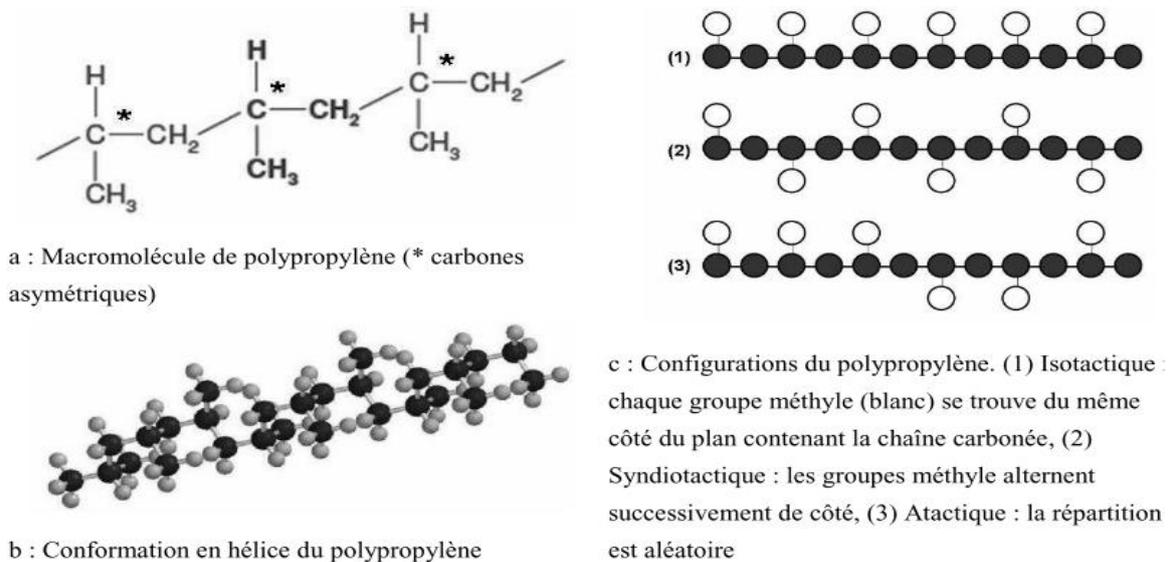


Figure I.35 : Structure du polypropylène [108].

Le polypropylène est un polymère semi-cristallin qui, lors du refroidissement à partir de l'état fondu, voit ses lamelles cristallines se regrouper en superstructures appelées sphérolites. Cependant, certains procédés de mise en forme peuvent induire des contraintes élevées dans le matériau, provoquant ainsi l'alignement des structures selon des configurations non sphérolitiques [111]. Un récapitulatif des propriétés du polypropylène est présenté dans le tableau I.6.

Tableau I.6 : Propriétés du polypropylène [112].

Densité ($g \cdot cm^{-3}$)	Température de transition vitreuse ($^{\circ}C$)	Température de Fusion ($^{\circ}C$)	Contrainte mécanique à la rupture (MPa) (ASTM D638)	Allongement à la rupture (%) (ASTM D638)	Module d'Young (GPa) (ASTM D638)
0,9 – 0,91	-20	160 – 175	31 – 42	100 – 600	1,15 – 1,57

Après avoir présenté les propriétés et les caractéristiques des fibres de lin ainsi que celles de la matrice en polypropylène, la section suivante traite les composites lin/PP.

I.2.3. Les composites lin/PP

Dernièrement, les composites biosourcés thermoplastiques ont capté l'attention en raison de leurs performances mécaniques et structurales remarquables, comme l'ont démontré diverses études [113][114][115][116]. Ces composites se présentent souvent sous forme de stratifiés, résultant de la superposition de couches de fibres naturelles et de matrice thermoplastique. La section suivante abordera la mise en œuvre et examinera les propriétés mécaniques des stratifiés de composites PP renforcés par des fibres de lin.

I.2.3.1. Procédés de mise en œuvre

Les techniques de fabrication des composites à fibres naturelles empruntent généralement celles utilisées pour les composites renforcés par des matériaux classiques tels que les fibres de verre ou de carbone [117]. Cependant, le comportement thermique spécifique des fibres végétales influe souvent sur le choix de la matrice et, par conséquent, sur la technique de mise en œuvre à adopter.

Une variété de méthodes de fabrication a été employée pour produire des composites à matrice thermoplastique, notamment le moulage par compression, la pultrusion, le moulage par injection, et l'extrusion [118]. Pour obtenir une distribution aléatoire des fibres courtes au sein du composite, ces deux dernières techniques sont les plus fréquemment utilisées. De plus, lors de la sélection d'une méthode, il est essentiel de prendre en compte la géométrie des fibres. Dans la littérature, la plupart des études sur les composites lin/PP ont utilisé des fibres de lin courtes [119][120], longues [121][122], ou encore non tissées [123]. Cependant, peu de travaux ont abordé les composites PP renforcés par des fibres de lin tissées [124][125], malgré leur potentiel pour offrir des performances mécaniques supérieures dans des applications structurales.

La thermocompression, la méthode de fabrication adoptée dans cette étude, est largement répandue en raison de sa grande reproductibilité et de son faible temps de cycle [126]. Ce processus implique la création de stratifiés à fibres longues en disposant alternativement la matrice et les fibres dans un moule soumis à une pression, une température et un temps de maintien spécifiques. En termes d'efficacité énergétique, il s'agit de l'une des méthodes de mise en œuvre des composites à matrice thermoplastique les plus avantageuses. De plus, elle impose peu de contraintes supplémentaires au composite, à l'exception de la pression et de la température. Enfin, cette technique permet généralement de fabriquer des pièces à une cadence relativement élevée.

Le tableau I.7 résume les résultats de diverses études bibliographiques concernant les paramètres de mise en œuvre par thermocompression des composites lin/PP.

Tableau I.7 : Synthèse de quelques études bibliographiques concernant les paramètres d'élaboration par thermocompression de composites lin/PP.

Configuration	Température (°C)	Temps de maintien (min)	Pression (MPa)	Réf.
Renfort pré-imprégné	180	2	10	[127]
Renfort sec + film	190	20	0.5	[128]
Renfort pré-imprégné	190 ; 200 et 210	3,5 ou 5	-	[129]
Lin/PP comêlé	195	20	15	[130]
Lin/PP comêlé	200	1	0.5	[125]

Le tableau I.7 illustre la grande variété des paramètres employés dans le processus de thermocompression des composites lin/PP. En effet, la température varie de 180 °C à 210 °C, le temps de maintien s'étend de 1 à 20 minutes, et la pression varie de 0,5 à 15 MPa. Afin de déterminer les paramètres optimaux, il est impératif d'analyser leur impact sur les propriétés finales du composite.

I.2.3.1.1. Influence de la durée et de la température du procédé

La température de mise en forme des composites doit être suffisamment élevée pour réduire la viscosité de la matrice et permettre une imprégnation efficace des fibres. La température de fusion du PP peut varier entre 145 et 175 °C. La littérature indique que les températures de fabrication utilisées pour les composites lin/PP se situent entre 175 et 260 °C [131][132]. La plupart des études préfèrent une température de 190 °C [126][133]. Cela s'explique par le fait que, à des températures plus basses, la viscosité élevée de la matrice rend l'imprégnation des fibres insuffisante [129][134] [135].

Lors de la fabrication de composites tissés en lin/PP, Dobah et al. [131] ont démontré l'importance de la température sur les propriétés mécaniques finales ainsi que sur l'aspect esthétique du matériau résultant, notamment sa couleur et la régularité de l'arrangement des fibres. Ils ont observé qu'à une température de mise en forme de 185 °C pour un temps de maintien de 40 s, une réduction de la température à 175 °C entraînait une diminution de 50% à 70% des valeurs du module et de la contrainte à rupture en traction et en flexion. Cependant, comme indiqué dans la section I.3.3.3, des pertes de masse et donc une dégradation des composants de la fibre peuvent survenir dès 180 °C lors de mesures ATG, et une détérioration de leurs propriétés mécaniques peut être observée après seulement 5 minutes d'exposition à 230 °C [136]. Ainsi, à des températures de fabrication élevées, la dégradation des fibres provoque une augmentation de la porosité du composite en raison du dégagement de gaz de dégradation à mesure que la température augmente, ainsi qu'une réduction des propriétés mécaniques des composites [134] [135][136].

Ramakrishnan et al. [132], lors de l'application du procédé de thermocompression à un tissu lin/PP, ont montré qu'une sélection judicieuse des paramètres de pression, de température et de temps de maintien permettait de maximiser l'imprégnation, de réduire le taux de porosité tout en préservant l'intégrité des fibres de lin. Ils ont constaté une augmentation de 100% du volume de porosité et une perte de 35% de la contrainte à la rupture en traction des composites lin/PP après avoir augmenté la température de fabrication de 200 à 240 °C pour un temps de maintien de 5 minutes. Dans le même contexte, Derbali et al. [125] ont également exploré un procédé de thermocompression novateur visant à minimiser les étapes et à réduire le temps de production nécessaire (voir tableau I.8). Ils ont identifié des conditions de pression et de temps de maintien optimales pour maximiser simultanément la rigidité et la résistance des composites fabriqués.

Tableau I.8 : Effet des paramètres de thermocompression sur les propriétés mécaniques de composites lin /PP [125].

Temps de maintien (s)	Pression (bar)	E (GPa)	σ_e (MPa)	σ_{ult} (MPa)
60	1	13,8 ± 0.5	16	127 ± 5
60	3	15,7 ± 0.5	18	137 ± 5
60	5	16,6 ± 0.5	11,5	147 ± 5
90	5	16,4 ± 0.5	18	150 ± 5
150	5	16,5 ± 0.5	18	150 ± 5

En raison des considérations liées à la température lors de la fabrication de composites lin/PP, la durée du cycle de thermocompression est étroitement corrélée à la température de mise en forme. Ainsi, pour des températures de thermocompression élevées, des temps de fabrication plus courts sont favorisés pour préserver les propriétés mécaniques en limitant la dégradation des fibres [137]. En revanche, à des températures plus basses, un temps d'imprégnation prolongé n'endommage pas les fibres et peut améliorer l'imprégnation [132][138] (figure I.36).

Pour illustrer cette tendance, Dobah et al. [131] ont observé qu'en fabriquant des composites à 175 °C, une augmentation du temps d'imprégnation de 40 à 640 secondes a entraîné une amélioration de 74% de la contrainte à rupture en traction et une augmentation de 122% du module d'Young.

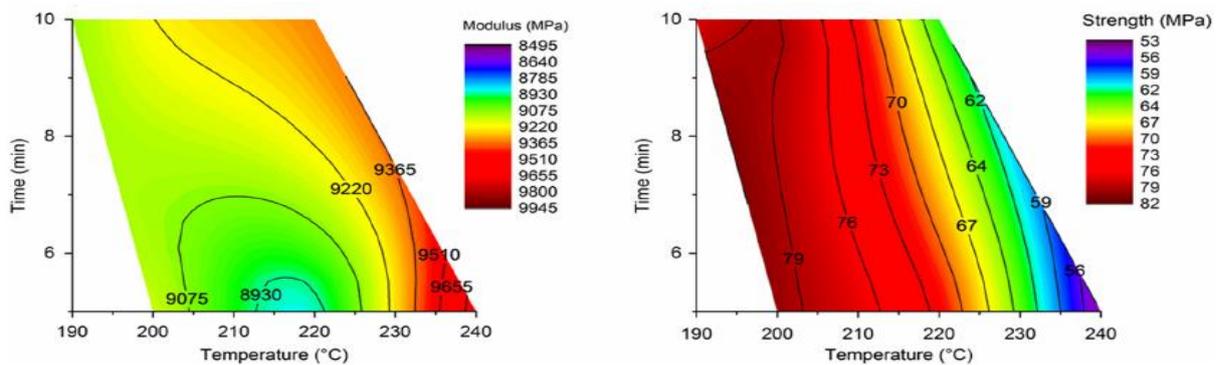


Figure I.36 : Effet de la température et du temps de maintien sur le module d'Young (gauche) et la contrainte à la rupture (droite) de composites lin/PP [132].

I.2.3.1.2. Influence de la pression

De plus, la pression exerce une influence significative sur les taux volumiques de fibres et de porosité [132]. Par exemple, lorsqu'on augmente la pression de 20 à 40 bars, Ramakrishnan et al. [132] notent une réduction du taux de porosité de 3,3% à 1,1% (figure I.37.a), une augmentation du taux de fibres de 38,7% à 39,5%, ainsi qu'une augmentation de 10% du module d'Young (figure I.37.b). Il convient de souligner que cet effet des différences de taux volumiques sur les propriétés mécaniques du composite a également été observé dans d'autres études [129][135][137][139].

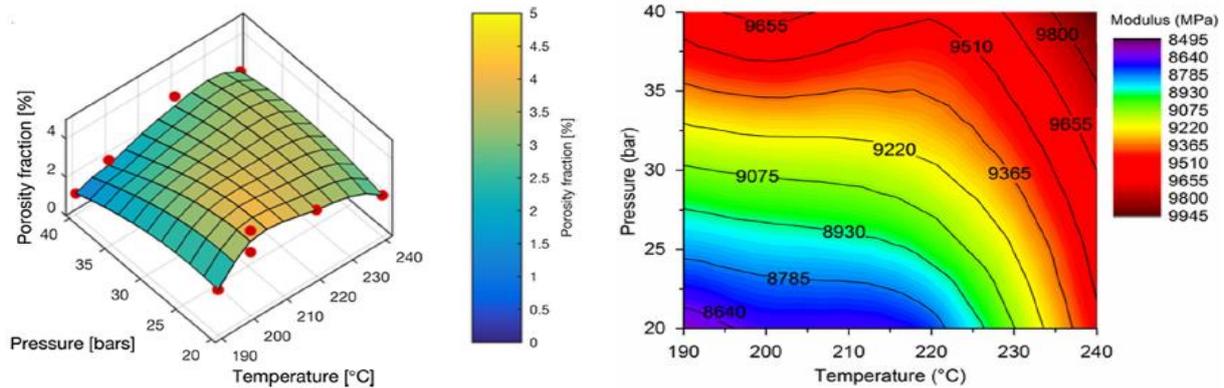


Figure I.37 : Effet de la pression et la température sur a) le taux de porosité et b) le module des composites lin/PP [132].

Cependant, bien que l'utilisation d'une pression élevée semble préférable lors de la thermocompression des stratifiés, Madsen et al. [140] ont observé qu'au-delà d'un taux massique de fibres de 48%, il se produit une augmentation bi linéaire du taux de porosité. Au-delà de ce point d'inflexion, la qualité de l'imprégnation du composite est affectée, ce qui entraîne une réduction des propriétés mécaniques du composite [141].

En effet, à des pressions de fabrication élevées, la présence du lumen des fibres de lin provoque un écrasement des faisceaux de fibres, un phénomène qui n'a pas lieu avec les fibres synthétiques. Cette compression conduit à une modification significative de la section transversale des fibres, pouvant entraîner une mauvaise individualisation, voire une imprégnation insuffisante des fibres [139].

I.2.3.2. Comportement mécanique des composites tissus lin/PP

Le comportement en traction des composites lin/PP présente des caractéristiques non linéaires dans les deux directions (chaîne et trame), comme illustré dans la figure I.38 [125]. La courbe contrainte-déformation de ces composites se divise généralement en deux parties distinctes. Plusieurs auteurs [142][143] ont attribué ce comportement à la déformation non linéaire des fibres de lin lorsqu'elles sont soumises à une charge de traction. En raison de leur microstructure, les micro-fibrilles de ces fibres ont tendance à se réorienter en s'alignant avec l'axe de la fibre et peuvent également subir un glissement. Lorsque les fibres sont regroupées en faisceaux, un glissement entre les fibres peut également se produire [142].

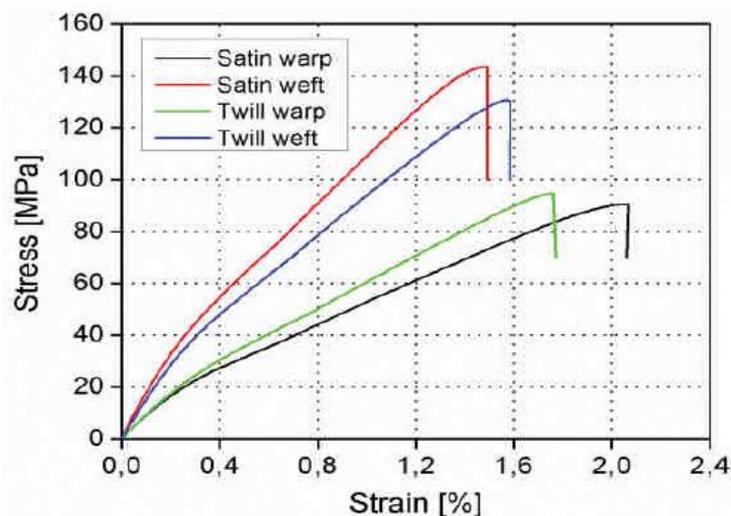


Figure I.38 : Comportement à la traction des composites à base de satin et de sergé dans le sens chaîne et trame [125].

La figure I.38 illustre l'influence de l'orientation des fibres dans les composites à base satin et à base sergé sur leurs propriétés en traction. Dans les deux types de composites, le module d'Young et la résistance à la rupture sont environ deux fois plus élevés dans la direction de la trame que dans la direction de la chaîne. Cette disparité s'explique par la différence de répartition massique, avec une fraction de masse de 39 % pour les fils de chaîne et de 61 % pour les fils de trame.

Le tableau ci-dessous résume les propriétés mécaniques des composites lin/PP tissés et unidirectionnels telles qu'elles ont été recensées dans la littérature.

Tableau I.9 : Propriétés mécaniques des composites tissés et UD lin/PP.

Préforme de fibres	Direction de fibres	Teneur en volume de fibres (V_f %)	σ (MPa)	E (GPa)	ε (%)	Réf.
Twill 2x2	Chaîne	50	94 ± 5	$9,9 \pm 0,5$	$8 \cdot 10^{-3}$	[125]
	Trame		130 ± 5	$15,5 \pm 0,5$	$7 \cdot 10^{-3}$	
Satin	Chaîne	50	90 ± 5	$8,8 \pm 0,5$	$1,1 \cdot 10^{-2}$	
	Trame		145 ± 5	$16,5 \pm 0,6$	$6 \cdot 10^{-3}$	
Plain	Chaîne	50	58,04	7,25	3,56	[130]
	Trame		59,7	8,7	1,16	
Twill 2x2	Chaîne	50	78,6	8,83	3,37	
	Trame		87,02	8,78	1,74	
Twill 1x3	Chaîne	50	76,24	8,93	3,35	
	Trame		92,42	10,71	2,08	
Twill 2x2 équilibré	-	40	82	9,95	-	[132]
UD	Longitudinale	40	270	30	1,07	[144]
	Transversale		11,5	2,5	0,78	

I.2.3.3. Effet de la température sur la dégradation des composites lin/PP

La dégradation des fibres naturelles résulte de changements chimiques et physiques qui se produisent lorsqu'elles sont exposées à des températures comprises entre 100 et 300 °C [145]. Parmi ces altérations significatives, on peut citer la déshydratation, la décoloration, la recristallisation, l'hydrolyse, l'oxydation, la décarboxylation et la dépolymérisation [145]. Ces transformations, résultant de l'exposition à des températures élevées lors du traitement des composites renforcés de fibres naturelles, peuvent avoir un impact défavorable sur leurs propriétés mécaniques, leur couleur et leur odeur [146][147]. Une étude portant sur les fibres de jute et de lin a révélé que des températures dépassant 170 °C pour des durées variant entre 40 et 120 minutes entraînaient une diminution significative de leurs propriétés mécaniques et de leur polymérisation [145]. De même, une exposition à des températures supérieures à 160 °C pendant 20 minutes a entraîné une rapide réduction de la résistance et du module du coton [148]. Il convient de noter que même une exposition thermique très courte à des températures élevées peut altérer les propriétés des fibres de lin [149].

Il est important de souligner que les caractéristiques des fibres naturelles dépendent fortement de leur composition, notamment leur teneur en cellulose, en lignine et en hémicellulose (voir tableau I.3). De plus, la stabilité thermique ou la dégradation de ces fibres dépend également de leur composition et de leur structure. La figure I.39 présente les plages de température de dégradation typiques des composants constitutifs des fibres naturelles.

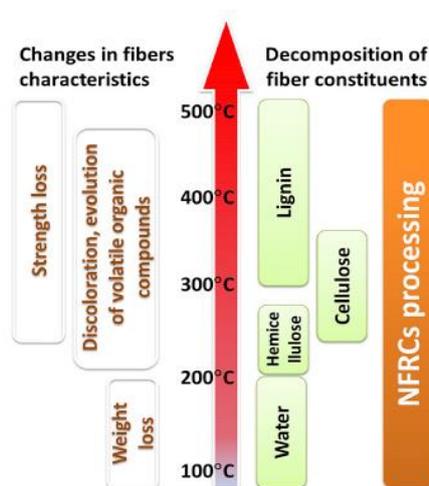


Figure I.39 : Schéma montrant les plages de température de dégradation pour différents constituants des fibres naturelles [149].

Le comportement thermogravimétrique des fibres naturelles dépend de leur composition chimique. Des fibres naturelles similaires, telles que le jute, le sisal, le bois, le lin et le coton, présentent des courbes de thermogravimétrie (TGA) et dérivée (DTG) et des schémas de décomposition thermique similaires. Le tableau I.10 met en évidence trois étapes de perte de poids associées à la courbe TG. La première étape correspond à l'évaporation de l'humidité à basse température, tandis que la deuxième étape implique la décomposition de l'hémicellulose à des températures moyennes. Enfin, la dernière étape représente la décomposition de la lignine et de la cellulose à des températures plus élevées. Il est à noter que dans certaines situations, la première étape peut ne pas être visible en raison d'une teneur en humidité très faible ou d'une perte de poids minimale. Par conséquent, la deuxième étape est alors considérée comme la première [150][151]. Certains chercheurs [151][152] ont également considéré l'évaporation de la teneur en eau à 200 °C comme une perte de poids initiale, représentant généralement une perte de poids maximale de 10 %. Quant au deuxième stade de dégradation, il se caractérise par une perte de poids de plus de 70 % du poids initial à une température d'environ 500 °C. Enfin, la troisième étape marque la fin de la dégradation thermique, au cours de laquelle tous les composants des fibres naturelles sont décomposés thermiquement à une température d'environ 800 °C, et la masse finale atteint généralement 20 % du poids initial.

Tableau I.10 : Stades de dégradation thermique des fibres naturelles.

Stade 1	Stade 2	Stade 3	Réf.
50-100 °C : Évaporation de l'humidité dans la dégradation des fibres	200-300 °C : Décomposition des hémicelluloses	400-500 °C : Perte de poids due à la lignine et à la cellulose	[153]
50-50 °C : Attribuée à la libération de l'eau absorbée par les fibres	250-370 °C : Dépolymérisation de l'hémicellulose et clivage des liaisons glycosidiques de la cellulose.	340-370 °C : Affecté à la dégradation de l' α -cellulose	[154]
60-100 °C : correspond à la vaporisation des molécules d'eau	282-306 °C : décomposition thermique de l'hémicellulose, de la lignine, de la pectine et des liaisons glycosidiques de la cellulose	389-448 °C : Dégradation de la α -cellulose	[155]
	270-330 °C : Associée à la dégradation des hémicelluloses et des pectines	448-472 °C : Correspond à la dégradation de la cellulose et des lignines	[151]

Plusieurs auteurs ont utilisé l'analyse thermogravimétrique (ATG) pour caractériser les propriétés thermiques des composites à base de fibres naturelles [156][157][158][159]. Par exemple, Van de Velde et Baetens [150] ont utilisé l'ATG pour caractériser les pertes de masse des fibres de lin et les ont associées aux différents composants de la fibre. Les résultats ont montré que différentes pertes de masse se produisent à différentes températures. Ces pertes de masse comprennent l'évaporation de l'eau entre 60 et 120 °C, la dégradation des cires de 110 à 270 °C, des pectines entre 180 et 230 °C, suivies des hémicelluloses entre 250 et 320 °C, puis de la cellulose entre 300 et 420 °C. Enfin, la lignine commence à se dégrader au-delà de 400 °C. La figure I.40.a illustre l'évolution de la perte de masse des fibres de lin en fonction de la température [159].

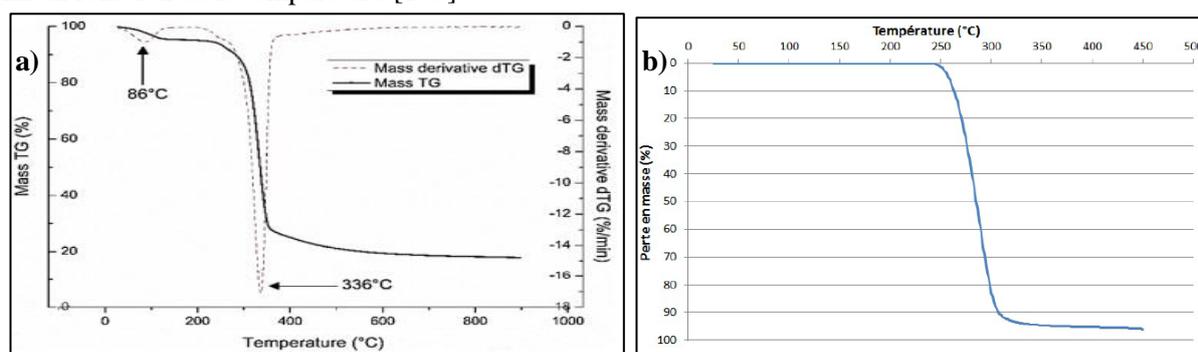


Figure I.40 : Analyse thermogravimétrique a) d'une fibre de lin [159], b) du polypropylène [160].

La figure I.40.b présente quant à elle l'analyse thermogravimétrique du polypropylène en fonction de la température [160]. Cette analyse révèle que le polypropylène commence à se dégrader à partir de 247°C, perdant environ 85 % de sa masse initiale à 300°C. À 450°C, le PP est pratiquement totalement dégradé, avec une perte de masse d'environ 95 %.

Dans une autre étude, les chercheurs ont examiné les composites à base de lin et de polypropylène copolymérisé, auxquels des granules de MAPP (PP greffé d'anhydride maléique) de type A avaient été ajoutés (figure I.41). L'analyse par thermogravimétrie et dérivée a révélé que la dégradation thermique de ces composites s'effectuait en trois étapes bien définies. La première phase de dégradation thermique était attribuée à la présence de molécules d'eau, tandis que la deuxième étape comprenait la dégradation de l'hémicellulose et de la cellulose. Enfin, la dernière étape de dégradation était associée à la présence de lignine [161]. Les courbes DTG ne révélaient pas de pic de carbonisation à 500 °C. Toutefois, des observations intéressantes sont apparues : les composites présentaient deux pics distincts dans la plage de température de 369,4 à 374,8 °C, qui correspondait au taux de dégradation thermique du lin, et de 432, à 481,0 °C, associé au polypropylène [162].

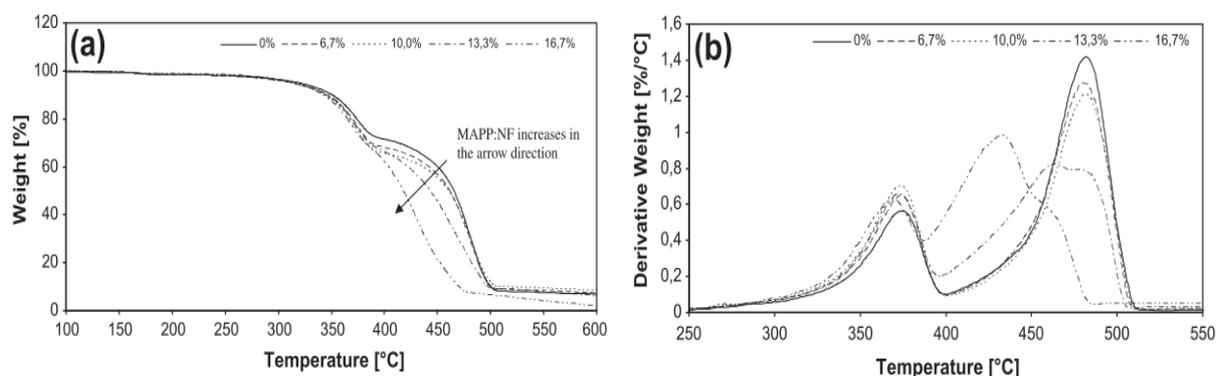


Figure I.41 : Analyse thermogravimétrique du composite lin/PP pour différentes valeurs de MAPP [162].

I.3. Conclusion du chapitre I

Ce chapitre a permis d'établir en premier temps un état de l'art des principales recherches dans le domaine du soudage par ultrasons des composites thermoplastiques. Nous avons d'abord exploré les diverses méthodes d'assemblage des matériaux composites, puis les techniques de mesure de la température lors du processus d'assemblage, ainsi que la caractérisation mécanique des joints soudés.

Les méthodes classiques comme la fixation mécanique et le collage se sont révélées insuffisantes pour ce type de matériaux, altérant souvent leurs propriétés mécaniques ou engendrant d'importants retards dus à des ajustements complexes aux composites. Le soudage, quant à lui, se profile comme une solution prometteuse pour surmonter ces obstacles.

Actuellement, deux procédés prévalent dans l'industrie : le soudage par résistance et le soudage par induction. Cependant, ces méthodes demandent des temps de mise en œuvre substantiels et consomment beaucoup d'énergie.

Le soudage par ultrasons, du fait de sa relative simplicité, de sa rapidité (de l'ordre de la seconde), et de sa plus faible utilisation d'énergie présente des avantages indéniables par rapport à ses concurrents. Il permet des assemblages sans pièces ni matériaux intermédiaires, ce qui le rend particulièrement attrayant d'un point de vue écologique et de recyclage. Si le procédé de soudage par ultrasons a été largement étudié pour de nombreuses configurations de composites à matrice thermoplastique et à fibres synthétiques, ce n'est pas le cas pour les composites à fibres naturelles. Dans ce cas, une difficulté supplémentaire se présente du fait de la sensibilité des fibres à la chaleur. Une exposition trop longue à des températures trop élevées peut endommager les fibres et dégrader leurs propriétés mécaniques. Le contrôle des paramètres du soudage, dont le principe repose précisément sur une élévation locale de température, devient encore plus essentiel.

L'objectif primordial de cette recherche est donc d'approfondir notre compréhension du soudage par ultrasons des composites thermoplastiques renforcés de fibres naturelles, tels que ceux composés de lin. Nous cherchons à identifier les avantages et les limites de ce processus, avec pour ambition de favoriser son développement pour des applications industrielles futures.

La deuxième partie de ce chapitre s'est concentrée sur les composites à base de fibres végétales, en particulier ceux élaborés à partir de fibres de lin. Nous avons décrit en détail la structure, la composition chimique et les propriétés mécaniques de ces fibres, tout en explorant leur utilisation en tant que renforts dans les composites lin/PP. De plus, nous avons examiné le processus de fabrication de ces composites et leur comportement mécanique, ainsi que l'effet de la température sur leur dégradation.

Ce chapitre a jeté les bases nécessaires pour comprendre le processus de soudage par ultrasons appliqué aux composites à fibres de lin et de polypropylène. Les connaissances acquises ici sont essentielles pour la suite de notre étude sur l'influence de différents paramètres sur les propriétés des soudures dans ces matériaux composites.

Chapitre II

Matériaux et Méthodes

Ce second chapitre est consacré à la présentation du matériau de l'étude ainsi que des protocoles expérimentaux mis en place dans le cadre de la thèse.

La description du composite (constituants, élaboration et propriétés physiques) est abordée dans un premier temps.

La deuxième partie de ce chapitre est destinée à présenter l'appareil de soudage par ultrasons utilisé pour l'expérience de soudage.

La troisième partie de ce chapitre est dédiée aux différentes procédures de réalisation des essais mécaniques et la caractérisation microstructurale (microscopie optique et microscopie électronique à balayage) sur les matériaux composites.

La quatrième partie expose le choix des séquences d'empilement.

La dernière partie est consacrée à la description de la méthode des plans d'expérience utilisée pour l'optimisation des paramètres de soudage.

II.1. Composite lin/polypropylène

II.1.1. Lincore® PP FF

Le matériau sélectionné pour cette étude est un tissu composite de lin/polypropylène (PP) avec des fibres comêlées d'armure sergé 2x2. Ce tissu est commercialisé sous la référence Lincore® PP FF par le groupe DEPESTELE (France). Il présente une densité surfacique (grammage) de 440 g/m², avec un taux massique de fibres de 40%.

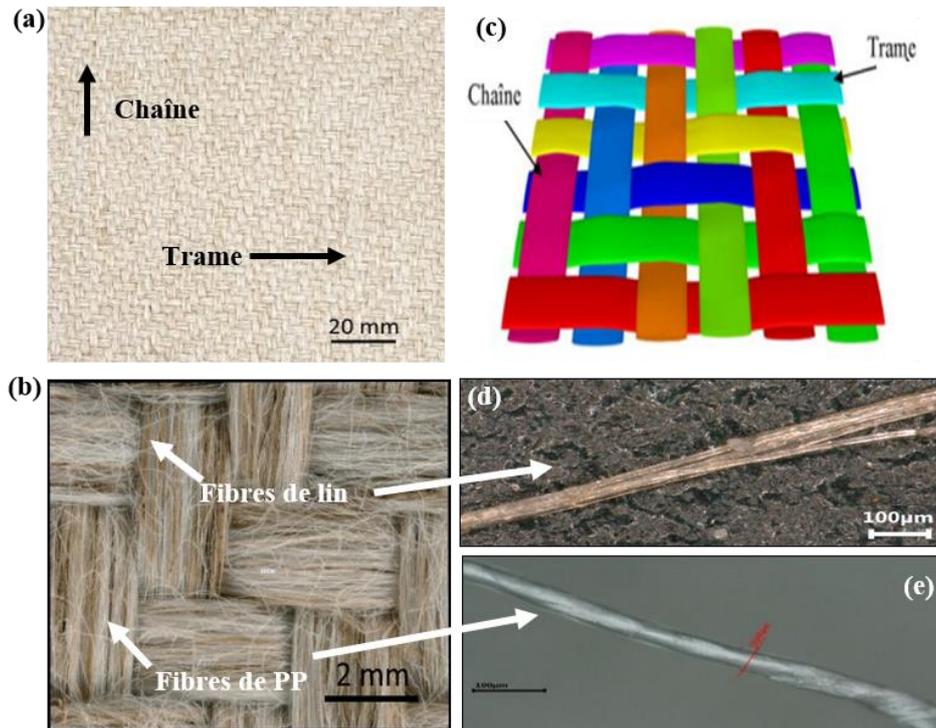


Figure II.1. Tissu Lin/Polypropylène sergé 2/2 à fibres comêlées : aspect du tissu sec et zoom sur la maille élémentaire.

Les figures II.1.a et II.1.b présentent une image optique du tissu obtenue à l'aide d'un microscope optique, mettant en évidence les mèches de lin et les mèches de polypropylène. Les mèches de polypropylène ont été mesurées et leur largeur est d'environ 45 µm. Les figures II.1.d et II.1.e présentent respectivement des images des fibres élémentaires de lin et de polypropylène. La figure II.1.c illustre de manière schématique le tissage, montrant les fils de chaîne et les fils de trame. L'utilisation de ce type de tissu bidirectionnel offre de nombreux avantages. Il présente une résistance au délaminage supérieure à celle d'un renfort unidirectionnel, et ses propriétés mécaniques sont intéressantes à la fois dans la direction de la chaîne et de la trame du tissu. L'armure sergé 2/2 présente un entrelacement plus lâche qu'une armure unidirectionnelle, et le tissu est caractérisé par une diagonale. Dans ce type de tissage, chaque mèche de chaîne passe au-dessus de deux mèches de trame consécutives, puis en dessous de deux autres mèches de trame. Cela confère au tissu une bonne tolérance aux dommages, grâce au maintien latéral des fibres et à une épaisseur régulière. Par ailleurs, afin de minimiser toute possible hétérogénéité entre les renforts utilisés dans cette étude, tous les rouleaux de tissu ont été commandés simultanément et proviennent d'un même lot.

II.1.2. Fabrication du composite

Il existe plusieurs procédés de mise en forme des composites, chacun présentant ses propres particularités, avantages et inconvénients. Le choix d'un procédé dépend principalement de la matrice

et du renfort utilisés, ainsi que de la géométrie de la pièce finale, de la taille de la série et des performances recherchées. Dans le cadre de cette thèse, nous avons recours à deux procédés distincts : la thermocompression classique et la consolidation sous vide pour la mise en forme des plaques composites destinées à la caractérisation, et exclusivement la thermocompression pour les pièces destinées au soudage par ultrasons.

II.1.2.1. Thermocompression

La thermocompression est un procédé de mise en forme des composites imprégnés de résine. Il implique la compression des éléments constitutifs (renforts et matrice) à l'aide d'une presse équipée de plateaux chauffants. La compression permet de compacter les fibres tandis que la température appliquée permet la fusion de la résine. Ce procédé de fabrication est largement utilisé dans des secteurs industriels tels que l'aéronautique et l'automobile.

Dans le cadre de la fabrication des composites lin/polypropylène étudiés dans ces travaux, nous avons utilisé une presse chauffante Fontijne Grotnes TPC 321 (figure II.2). Cette presse est équipée de deux plateaux chauffants et d'un système de refroidissement interne. Pendant les phases de refroidissement, de l'eau réfrigérée circule à travers des canaux situés à l'intérieur des plateaux, ce qui permet de contrôler la vitesse de refroidissement.



Figure II.2. Presse de thermocompression Fontijne Grotnes TPC 321.

Avant la mise en forme, il a été choisi de conditionner les plis de tissu pendant 7 jours à une température de 23 °C et une humidité relative de 50% avant de les utiliser dans la fabrication. Les stratifiés sont ensuite positionnés entre les deux plateaux chauffants de la presse. Des feuilles de téflon sont placées en-dessous et au-dessus du moule afin de faciliter le démoulage du composite à la fin de la thermocompression et d'obtenir une surface de bonne qualité.

Le cycle de thermocompression adopté est décrit dans la figure II.3 et se décompose comme suit :

- Augmentation de la température de 20 °C à 200 °C avec une vitesse de montée de 15 °C/min.
- Application d'une pression. Différentes pressions ont été testées, notamment 1, 3, 5, 7, 10 et 20 bars.
- Maintien de la température et de la pression. La durée de maintien varie entre 1 et 5 minutes en fonction des conditions d'essai.
- Refroidissement jusqu'à 40 °C avec une vitesse de refroidissement de 15 °C/min.

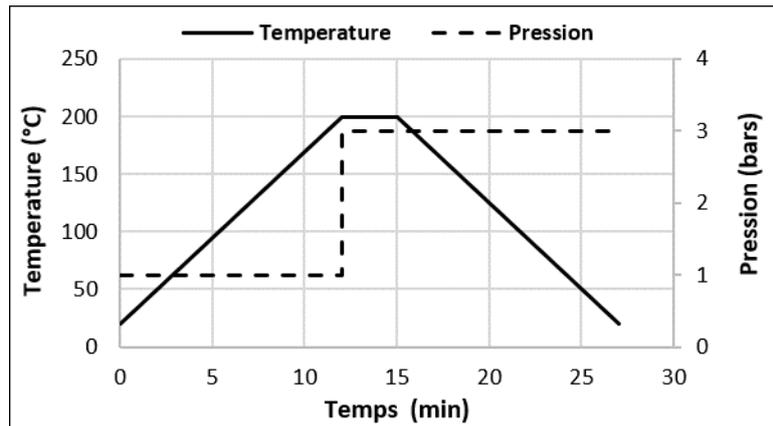


Figure II.3. Cycle de cuisson (cas 3 bars, temps de maintien de 3 minutes).

Les plaques fabriquées ont des dimensions de 350 x 350 mm² et sont constituées de 6 plis de tissu superposés dans le cas des plaques destinées à la caractérisation. Pour les plaques destinées au soudage par ultrasons, un empilement de 8 plis est réalisé afin d'obtenir une épaisseur d'environ 3 mm pour le composite. La figure II.4 présente des exemples de plaques obtenues.

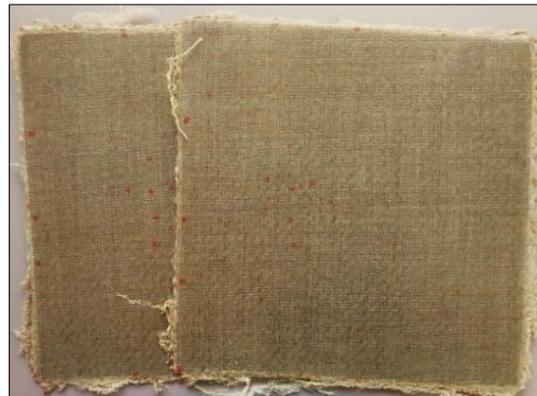


Figure II.4. Aspect des plaques utilisées dans cette étude.

II.1.2.2. Consolidation sous-vide

Le deuxième procédé de mise en forme utilisé pour la caractérisation du composite lin/polypropylène est le moulage sous vide (figure II.5). Les couches du composite ont été stratifiées manuellement à température ambiante. Pour faciliter le démoulage du composite, assurer une absorption homogène de la résine et obtenir une surface plane, différents tissus de démoulage ont été interposés entre le moule et le composite : un film plastique perforé suivi d'un tissu de drainage.

Pour le processus de consolidation sous vide, la température est augmentée à une vitesse d'environ 6 °C/min, suivie d'un temps de maintien de 15 minutes. Ensuite, le composite est refroidi à température ambiante en le retirant de l'étuve. Les plaques stratifiées sont démoulées après refroidissement complet.

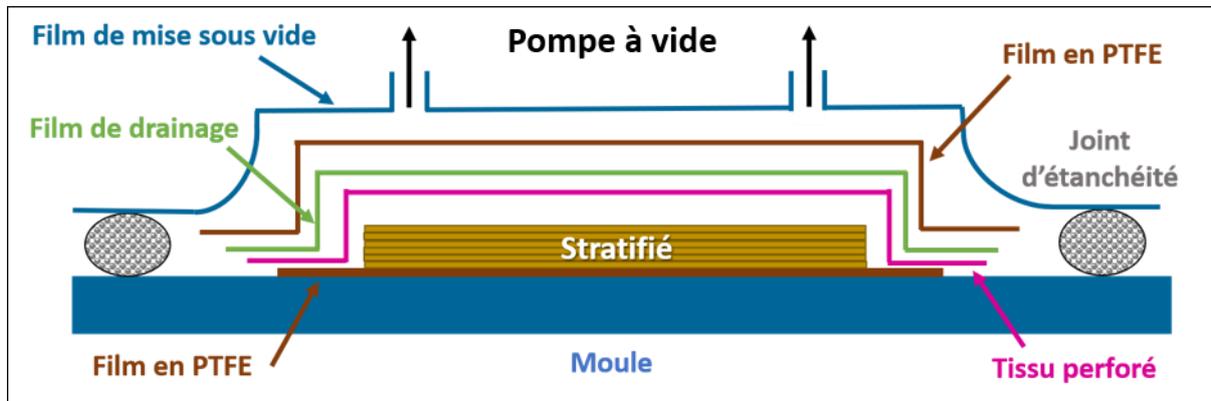
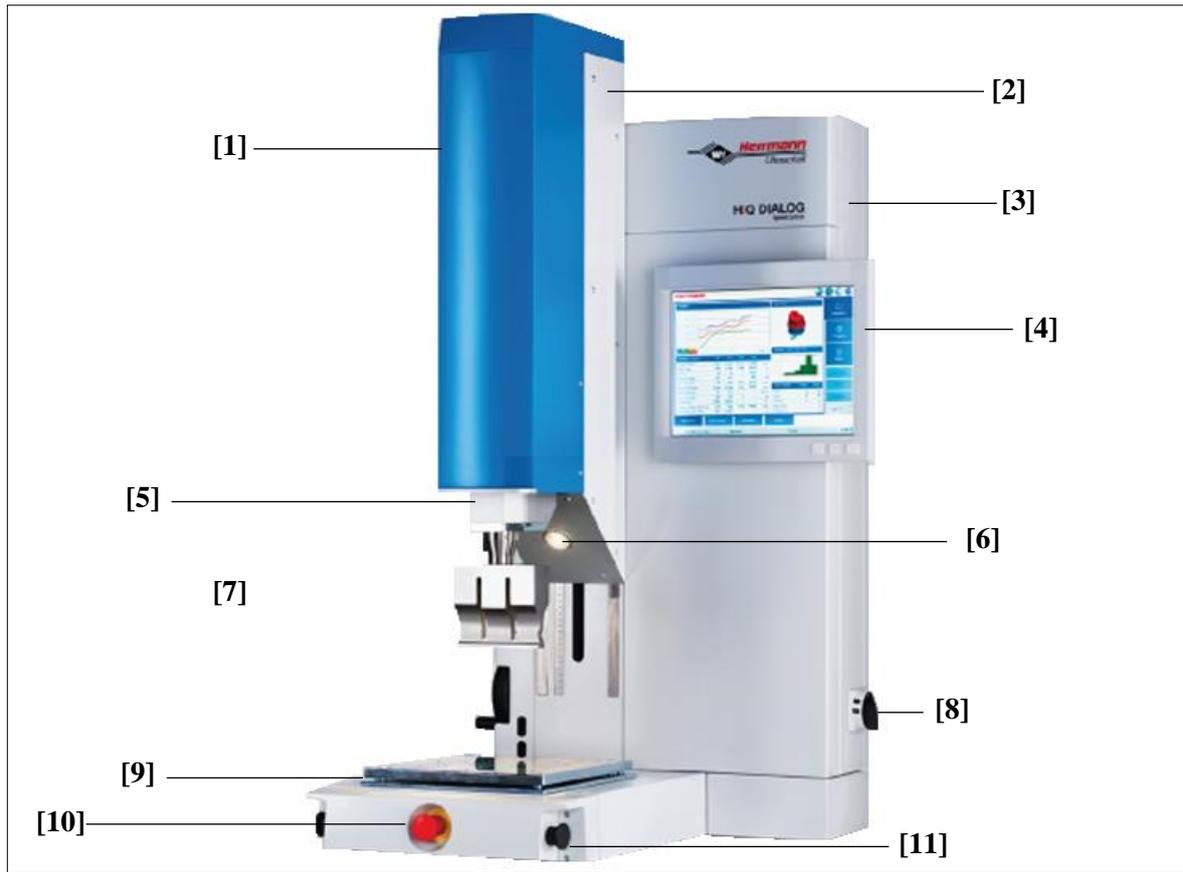


Figure II.5. Photographie et schéma de la réalisation d'une plaque composite par consolidation sous vide.

II.2. Dispositif du soudage par ultrasons

II.2.1. Equipements

Le soudage par ultrasons est réalisé à l'aide d'un équipement HiQ G1 DIALOG (Herrmann Ultraschal, Allemagne) contrôlé par microprocesseur. Cet équipement a une puissance nominale de 3,6 kW, une fréquence nominale de 20 kHz, une amplitude nominale de 42 μm et est capable de fournir une force de 1800 N. La figure II.6 présente l'installation utilisée dans le cadre de cette thèse.



<p>[1] Position du vérin d'entraînement [2] Position du sous-ensemble pneumatique SpeedControl [3] Armoire électrique [4] Ecran tactile [5] Système acoustique (convertisseur / booster)</p>	<p>[6] Éclairage de zone de travail avec interrupteur à bascule Marche/Arrêt [7] Sonotrode [8] Interrupteur Marche/Arrêt de la machine [9] Dispositif de posage (enclume) [10] Bouton d'arrêt d'urgence [11] Touches de commande à deux mains</p>
--	--

Figure II.6. Equipement de soudage par ultrasons HiQ DIALOG.

Le système acoustique est composé d'une sonotrode en titane (avec un gain de 1:1.6), d'un amplificateur (avec un gain de 1:1.5) et d'un convertisseur piézoélectrique. La sonotrode utilisée a une surface de contact plane, lisse et rectangulaire de 25 mm x 40 mm.

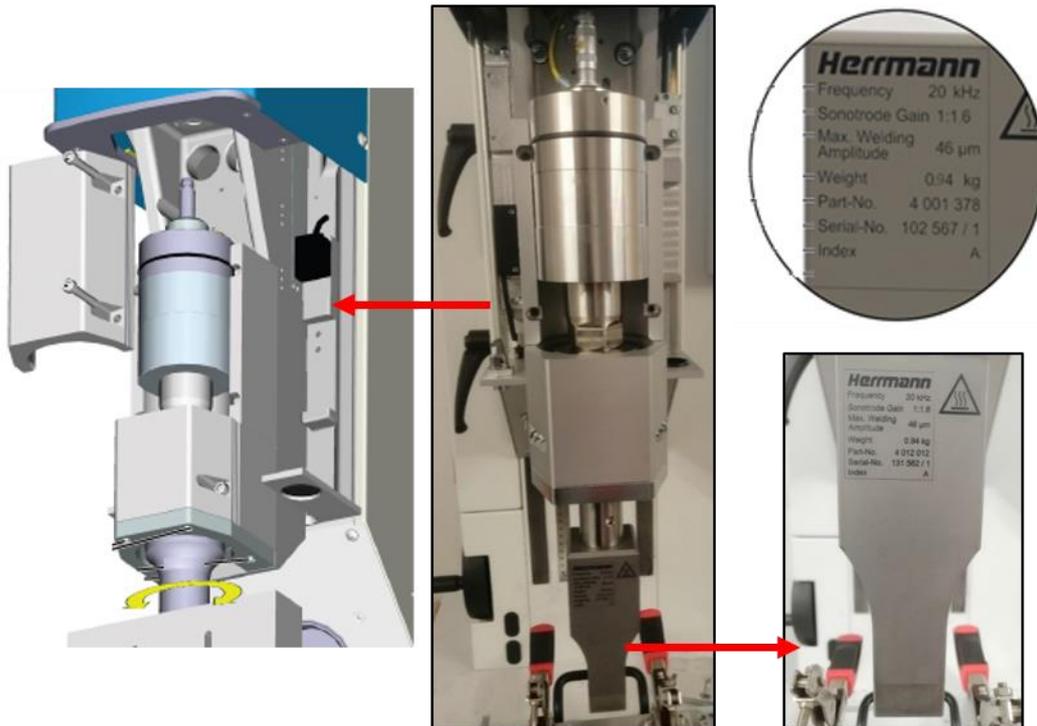


Figure II.7. Structure de base ensemble acoustique.

Enfin, le dispositif de posage, également appelé enclume, assure le support et le positionnement des pièces à souder tout en évitant les mouvements indésirables pendant l'opération de soudage. Le dispositif de serrage, illustré dans la figure II.8, est spécifiquement conçu pour permettre le mouvement vertical de la pièce supérieure et assurer le parallélisme entre les deux échantillons composites.

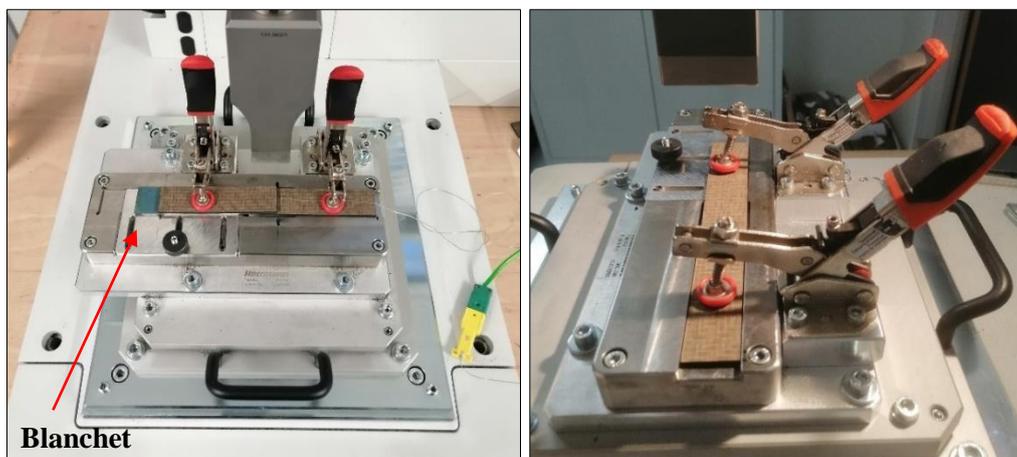


Figure II.8. Dispositif de maintien des éprouvettes de soudure.

Il convient de noter qu'un film constitué d'une couche élastomère sur un support textile est positionné sous les échantillons soumis au soudage, comme illustré dans la figure II.8. Ce film appelé « blanchet d'impression » (printing blanket), souvent de couleur bleue, offre divers avantages significatifs, et est d'une utilisation courante dans le domaine du soudage par ultrasons. Tout d'abord, il isole et amortit les vibrations générées par les ultrasons, préservant ainsi la stabilité des échantillons. De plus, en offrant une certaine souplesse permettant un bon positionnement de la pièce sous la sonotrode, il assure une répartition uniforme de la pression sur toute la surface de l'échantillon, garantissant des soudures uniformes et de haute qualité. De plus, en agissant comme une barrière protectrice, il prévient

les dommages potentiels aux surfaces des échantillons causés par un contact direct avec les parties métalliques de l'enclume de soudage.

II.2.2. Paramètres de soudage

Les paramètres de soudage que nous avons décrits dans le chapitre I sont accessibles via un menu spécifique sur l'écran tactile, permettant ainsi de définir les conditions de soudage, comme l'illustre la figure II.9. Ce menu permet de configurer trois étapes distinctes. La première étape concerne le démarrage et le réglage de la position de la sonotrode. La deuxième étape concerne les conditions de soudage, notamment la détermination du moment d'arrêt des vibrations. Enfin, la troisième étape correspond à une phase de refroidissement programmée qui intervient après la fin des vibrations.

The screenshot shows the 'Herrmann' control interface with the following parameters:

Démarrage et trigger		Soudage	
Position de départ	2.00 mm	Amplitude	83 %
Pos. de pré-trigger	90.30 mm	Amplitude (nominale)	35.0 µm
Force d'accostage	130 N	Effort de soudage F1	300 N
Oscillant vers le bas	<input type="checkbox"/>	Effort de soudage F2	<input type="checkbox"/>
Force trigger	250 N		
Temps de retard à l'accostage	0.200 s		
Course de retard à l'accostage	0.49 mm		
Terminer les ultrasons		Arrêt et retour	
	RÉEL CONS	Temps d'arrêt	2.000 s
Temps de soudage	0.900 <input type="radio"/>	Effort de maintien	300 N
Énergie	1000 <input checked="" type="radio"/> 1000 J	Oscillant vers le haut	<input type="checkbox"/>
Puissance	1656 <input type="radio"/>		
Course de soudage RPN	0.10 <input type="radio"/>		
Position ABS	92.48 <input type="radio"/>		
Processus de soudage	Simple		

Buttons on the right: Automatique, Programmation, Configuration, Pièces à souder..., Contrôle de valeurs..., Système..., Acquitter.

Bottom navigation: Paramètres, Limites, Histogramme, Référence, Graphique.

Status bar: 25-05-23 Flaxtappe (66) | Administrateur | Prêt à fonctionner | 14:45:27

Figure II.9. Paramètres d'entrée du dispositif de soudage.

Dans la première étape, la valeur de déclenchement de la force est définie pour démarrer les ultrasons une fois cette valeur atteinte. Pour la deuxième étape, un mode de soudage est sélectionné parmi les quatre options disponibles : énergie, temps, puissance et déplacement. Il est important de souligner que le déplacement mesuré correspond au mouvement vertical de la sonotrode pendant le processus de soudage. La sonotrode s'ajuste en montant ou en descendant pour compenser les variations de volume du polymère et maintenir une charge de soudage constante tout au long du processus. Le déplacement peut être absolu (représentant la position de la sonotrode le long d'une plage de 100 mm) ou différentiel (représentant la différence entre la position de départ de la sonotrode et sa position à un moment donné). Les valeurs prédéfinies d'énergie de soudage, de temps de soudage, de puissance ou de déplacement de la sonotrode sont utilisées pour contrôler le processus de soudage. Lorsque les valeurs prédéfinies pour le mode sélectionné (énergie, temps, puissance ou déplacement) sont atteintes, les

oscillations ultrasonores s'arrêtent. Par conséquent, la qualité de la soudure est contrôlée par les valeurs prédéfinies dans chaque mode de soudage sélectionné.

Enfin, lors de la troisième étape correspondant à la phase de refroidissement, il est nécessaire de définir une force de consolidation et un temps de consolidation. Dans cette étude, la force de consolidation est choisie équivalente à la force de soudage pour tous les essais réalisés. Pour cette étude, les modes temps et énergie ont été sélectionnés. En résumé, les choix du mode de soudage, de l'amplitude des vibrations et de la force de soudage sont effectués lors de la deuxième étape, tandis que la force de consolidation et le temps de consolidation sont définies lors de la troisième étape.

II.2.3. Graphe des paramètres de sortie de l'appareil

La machine utilisée est équipée d'un système d'acquisition de données associé à un capteur de pression. Le contrôleur de la machine UW intègre un capteur de déplacement de la sonotrode ainsi qu'un minuteur. Les données telles que la pression de la sonotrode, l'énergie de soudage et le déplacement de la sonotrode sont enregistrées en temps réel grâce au logiciel "DataServer" par le système d'acquisition de données. Après chaque soudure, la machine US génère les courbes suivantes en fonction du temps : la puissance dissipée et le déplacement vertical de la sonotrode (voir figure II.10).

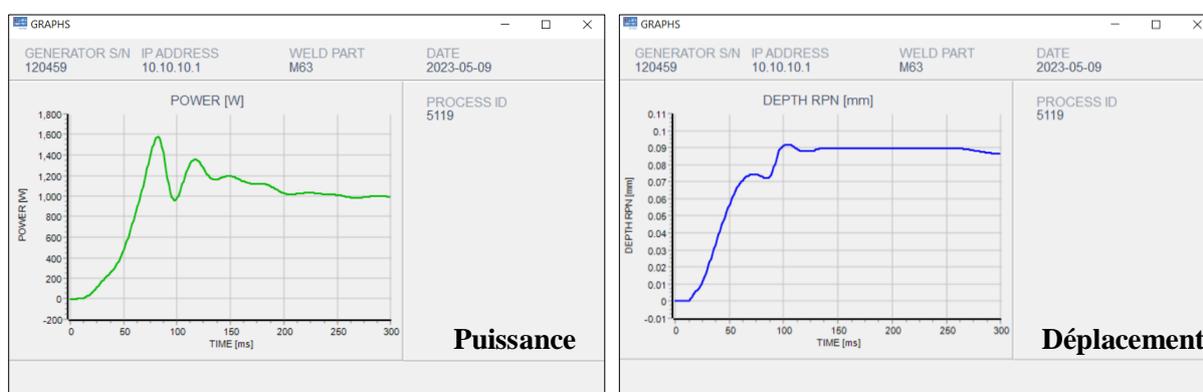


Figure II.10. Données du graphique de soudage.

Dans cette étude, nous avons examiné le processus de soudage du composite lin/PP avec et sans l'utilisation de directeurs d'énergie plats. En se basant sur les signaux de puissance et de déplacement fournis par la machine, Villegas [25][163] a identifié cinq étapes distinctes au sein de la phase de vibration du processus de soudage par ultrasons des composites soudés avec un directeur d'énergie plat, comme illustré dans la figure II.11. Voici ces étapes en détail :

- Étape 1 : Chauffage du directeur d'énergie sans observer de changements physiques à l'interface. À cette étape, à la fois la puissance et le déplacement augmentent.
- Étape 2 : Fusion locale du directeur d'énergie due au chauffage par frottement. La puissance commence à diminuer.
- Étape 3 : Fusion complète du directeur d'énergie (ou ramollissement dans le cas d'un matériau amorphe). La sonotrode commence à descendre car le directeur d'énergie est expulsé. Au cours de cette étape, tant la puissance que le déplacement connaissent une augmentation.
- Étape 4 : Écoulement du directeur d'énergie et fusion de la matrice des couches supérieures des pièces à souder. La puissance commence à diminuer tandis que le déplacement reste constant.
- Étape 5 : Fusion supplémentaire et éventuelle expulsion de la matrice des pièces à souder. La puissance reste constante tandis que le déplacement continue d'augmenter jusqu'à la fin de la phase de vibration.

Ces étapes permettent de mieux comprendre le processus de soudage par ultrasons et de surveiller les changements qui se produisent au niveau de l'interface entre les matériaux.

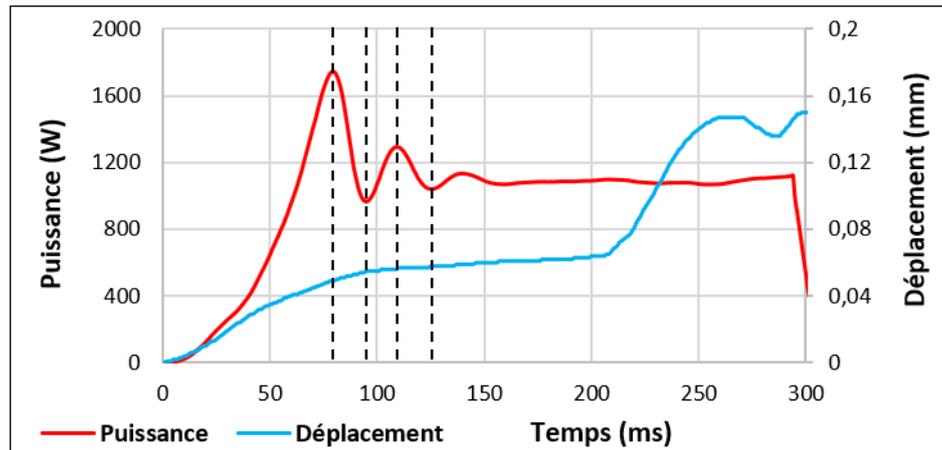


Figure II.11. Courbes typiques de puissance et de déplacement obtenues pendant la phase de vibration lors du soudage de lin/PP avec un DE plat.

II.3. Techniques d'analyses et de caractérisation du matériau et des assemblages

II.3.1. Propriétés physiques du composite

Le taux massique de fibres est donné par le fournisseur (40%) et permet de calculer la masse volumique théorique du composite sans porosités (Eq. II.1). Les valeurs retenues pour la masse volumique des fibres de lin et de la matrice polypropylène sont de $\rho_f = 1,52 \text{ g/cm}^3$ et de $\rho_m = 0,92 \text{ g/cm}^3$ respectivement.

$$\rho_{comp_th} = \frac{1}{P_f/\rho_f + P_m/\rho_m} \quad (\text{Eq. II.1})$$

Cette masse volumique théorique vaut ici $1,099 \text{ g/cm}^3$.

P_f et P_m étant les taux massiques de fibres et de matrice. On a donc accès au taux volumique de fibres,

$$V_f = \frac{\rho_{composite}}{\rho_f} \cdot P_f \quad (\text{Eq. II.2})$$

qui vaut ici 28,3%.

La masse volumique réelle des composites élaborés a été mesurée par pesée d'Archimède dans l'éthanol d'échantillons $20 \times 20 \text{ mm}^2$ (3 échantillons au minimum par condition de fabrication) à l'aide d'une balance Radwag. Elle est calculée suivant l'équation :

$$\rho_{composite} = \frac{m_{air} \cdot \rho_{ethanol}}{m_{air} - m_{ethanol}} \quad (\text{Eq. II.3})$$

avec m_{air} et $m_{ethanol}$ la masse de l'échantillon mesurée respectivement dans l'air et dans l'éthanol.

Cette mesure de masse volumique permet alors d'évaluer le taux de porosités dans le composite :

$$V_p = 1 - \frac{\rho_{composite}}{\rho_{comp_th}} \quad (\text{Eq. II.4})$$

On peut remarquer ici que cette mesure de porosités est cohérente sous l'hypothèse que le taux massique de fibres n'évolue pas en fonction de la pression appliquée. Cette hypothèse est confirmée par les observations microscopiques, et par le fait qu'il n'est pas observé de fuite de matrice hors du composite lors de la fabrication.

II.3.2. Technique de caractérisation mécanique

II.3.2.1. Préparation des éprouvettes

Les éprouvettes de caractérisation sont découpées à l'aide d'une machine de découpe laser ARKETYPE équipée d'un laser CO₂. Trois types d'éprouvettes ont été retenus en fonction des essais à réaliser.

- Des éprouvettes haltères de 160 mm de longueur et de 15 mm de largeur (norme ISO 527-4, figure II.12.a) pour les mesures de module en traction. L'intérêt de faire les essais sur des éprouvettes haltères est de privilégier la rupture dans la zone utile ;
- Des éprouvettes rectangulaires de 150 mm de longueur et de 15 mm de largeur (norme ISO 14125, figure II.12.b) pour les mesures de module en flexion sur stratifiés ;
- Des éprouvettes rectangulaires de 250 mm de longueur et de 25 mm de largeur, avec une longueur libre de 150 mm (norme ISO 14129, figure II.12.c) pour les mesures du module de cisaillement dans le plan.

Ces échantillons ont été ensuite conditionnés à 23 °C, 50 % HR pendant 24 h avant les essais. Ceci permet de tester tous les matériaux dans les mêmes conditions. Toutes les éprouvettes ont été mesurées (largeur et épaisseur) avant essai. Les essais ont été réalisés sans talons.

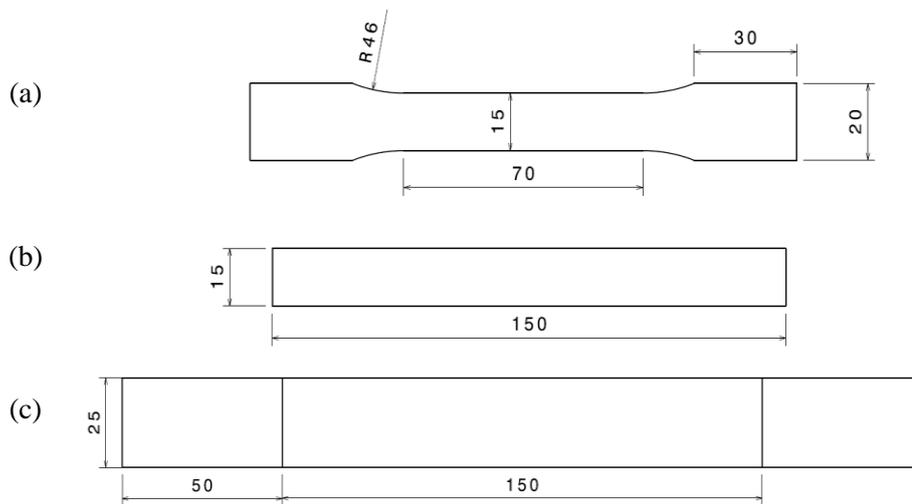


Figure II.12. Géométrie des éprouvettes pour les essais de : a) traction uniaxiale, b) flexion et c) cisaillement.

II.3.2.2. Essai de traction

Afin de déterminer les propriétés mécaniques du matériau (module d'Young, contrainte de rupture, allongement dans les sens chaîne et trame), des essais de traction ont été réalisés sur des éprouvettes en forme de haltères conformément à la norme NF EN ISO 527-4 [164]. Les éprouvettes présentent une zone utile de longueur de 100 mm, et leur géométrie est illustrée dans la figure II.12.a. Les essais de traction ont été effectués sur une machine MTS Criterion C45 équipée d'un capteur de force de 100 kN et d'un extensomètre à couteaux avec une longueur de jauge de 50 mm pour mesurer la déformation longitudinale (figure II.13). Tous les tests ont été réalisés à température ambiante et ont été contrôlés en déplacement, à une vitesse constante de 2 mm/min.

Afin d'assurer la reproductibilité des résultats, cinq éprouvettes ont été testées pour chaque condition de fabrication. Cela permet d'obtenir des données statistiquement significatives et de garantir la fiabilité des résultats obtenus.

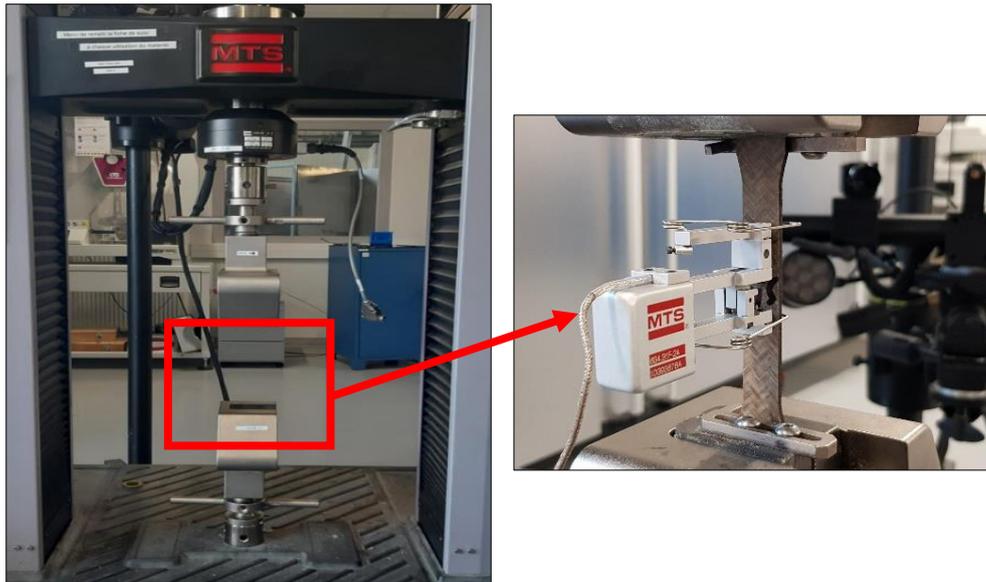


Figure II.13. Machine MTS Criterion C45 utilisée pour les essais.

Selon la norme NF EN ISO 527-4 applicable aux composites présentant un comportement linéaire, le module d'Young doit être calculé à partir d'une régression linéaire entre 0,05% et 0,25% de déformation, en se basant sur la courbe contrainte-déformation. Cependant, les composites renforcés de fibres de lin montrent un comportement non linéaire qui peut être approximé par un comportement bilinéaire, comme observé dans d'autres études [115][144][165]. Ce comportement met en évidence une transition de pente autour de 0,2% de déformation, qui correspond à un point d'inflexion. De ce fait, deux modules, appelés E1 et E2, peuvent être définis (figure II.14).

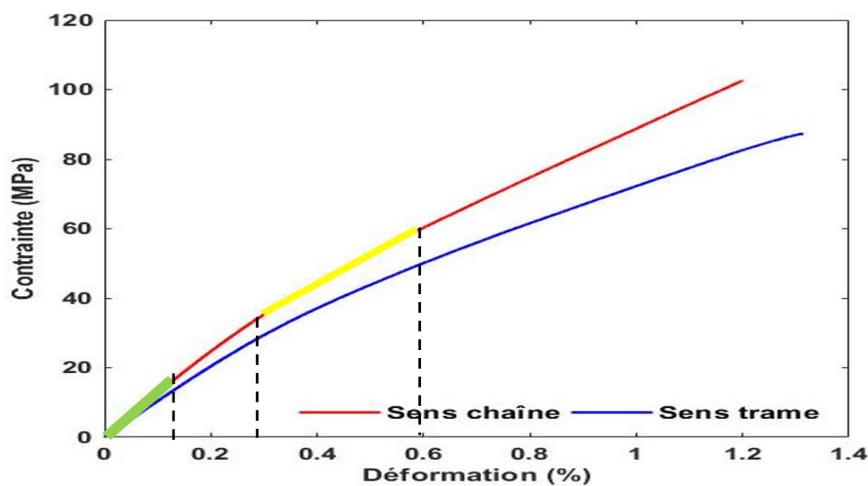


Figure II. 14. Courbe de traction et zones de mesure des modules E1 et E2 (respectivement en vert et en jaune).

Le premier module, E1, est calculé sur la première partie linéaire entre les valeurs de déformation de 0,015% et 0,1% (zone I). Le deuxième module, E2, est calculé sur la deuxième partie linéaire dans une plage de déformation de 0,3% à 0,6% (zone II).

Cette approche permet de caractériser de manière plus précise le comportement mécanique des composites renforcés de fibres de lin, en tenant compte de leurs particularités non linéaires. Elle offre une meilleure compréhension des propriétés du matériau et permet une évaluation plus précise de sa performance mécanique.

II.3.2.3. Essai de cisaillement plan

Pour déterminer le module de cisaillement et le coefficient de Poisson, les champs de déformation ont été obtenus à l'aide d'un dispositif de corrélation d'images GOM 5M. Le dispositif expérimental utilisé, comme visible dans la figure II.13 (photo de droite), comprend deux caméras Schneider Kreuznach Xenoplan 1.9/35-0901 d'une résolution de 2448 x 2050 pixels, fixées sur un trépied réglable en hauteur et en distance focale. Dans le cas de notre étude, l'obtention des déplacements hors plan n'est pas nécessaire, et une seule caméra est donc utilisée. Le dépouillement des résultats se fait avec le logiciel GOM Aramis.

Avant de procéder aux mesures, l'éprouvette doit être préparée de manière à avoir une surface adaptée à la méthode de corrélation d'images. Pour cela, une fine couche de peinture blanche est appliquée sur une face de l'éprouvette. Ensuite, de la peinture noire est pulvérisée sur cette couche blanche, de manière à obtenir un motif de taches fines et aléatoires, appelé « mouchetis », avec peu de répétition. En effet, plus le motif est aléatoire, meilleure sera la corrélation des images. Un exemple de mouchetis obtenu à la surface d'une éprouvette en composite lin/polypropylène est présenté figure II.15. Ce dispositif de corrélation d'images permet d'obtenir des mesures précises du champ de déformation dans l'éprouvette pendant les essais, ce qui est essentiel pour déterminer le module de cisaillement et le coefficient de Poisson avec une bonne précision.



Figure II.15. Exemple de mouchetis.

Les essais de cisaillement plan sont réalisés conformément à la norme ISO 14129 [166], utilisant la même machine que précédemment. Les éprouvettes rectangulaires utilisées sont découpées à partir de stratifiés ayant une séquence d'empilement de fibres orientées à ± 45 degrés. La géométrie des éprouvettes est présentée figure II.12.c.

Le coefficient de Poisson ν_{LT} est défini, en valeur absolue, comme le rapport de la déformation transversale mesurée dans la direction perpendiculaire à l'axe de sollicitation sur la déformation longitudinale. Le module de cisaillement G_{LT} est alors déterminé à partir des modules E_{45} , E_L , E_T et ν_{LT} selon l'équation suivante :

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{4}{E_{45}} - \frac{1}{E_L} - \frac{1}{E_T} + 2 \frac{\nu_{LT}}{E_L} \quad (\text{Eq. II.5})$$

Dans cette équation, E_{45} est le module d'Young mesuré dans la direction à ± 45 degrés, E_L est le module d'Young mesuré dans la direction longitudinale, E_T est le module d'Young mesuré dans la direction transversale, et ν_{LT} est le coefficient de Poisson déterminé comme expliqué précédemment.

II.3.2.4. Essai de flexion

Les essais de flexion sont réalisés pour déterminer la rigidité (module E_f) des stratifiés homogènes qui seront présentés ultérieurement (section II.4). Conformément à la norme ISO 14125 [167], des éprouvettes rectangulaires de 150 mm de longueur et 15 mm de largeur sont utilisées (figure II.12.b).

Le dispositif de flexion trois points est monté sur une machine de traction Shimadzu Autograph-AGS-10kNX équipée d'un capteur de force de 10 kN (figure II.16). Les essais sont réalisés à une vitesse de traverse de 2 mm/min. La distance entre les deux points d'appui inférieurs est de 100 mm. La flèche de flexion est mesurée à l'aide d'un capteur sans contact positionné sous l'éprouvette, au droit du couteau central. Comme il ne mesure le déplacement que sur une distance de 10 mm, la dernière partie de la courbe de traction ne sera pas disponible. Pour ces essais seul la mesure des modules E_f est exploitée. Cinq échantillons sont testés pour chaque direction.

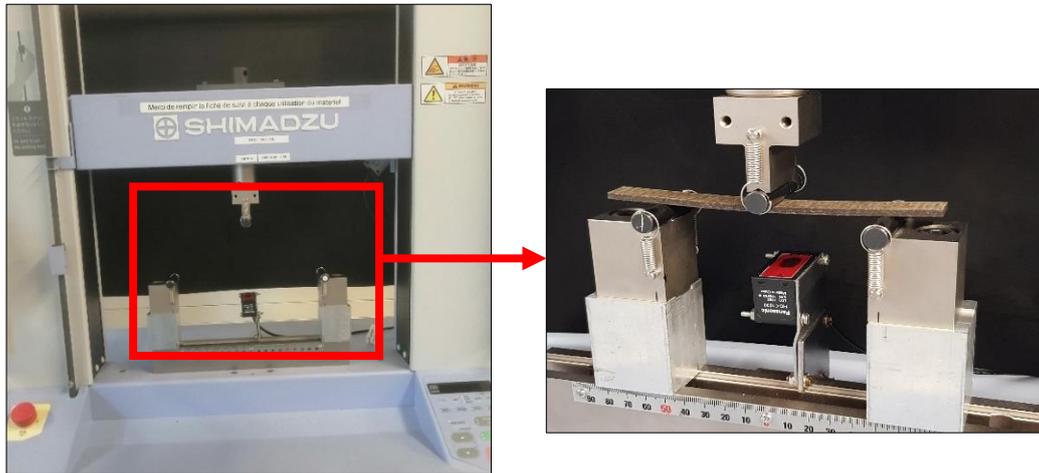


Figure II.16. Dispositif d'essai de flexion à trois points.

La force F et la flèche enregistrées pendant l'essai permettent de déterminer le module en flexion à partir de l'équation (II.6) :

$$E = \frac{L^3}{4bh^3} * \frac{\Delta F}{\Delta S} \quad (Eq. II.6)$$

Avec L la distance entre appuis (mm), b et h respectivement la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette (mm), ΔF (N) la variation de force et ΔS (mm) la variation de la flèche associée.

II.3.3. Caractérisation des joints soudés et collés

II.3.3.1. Découpage des échantillons

Des échantillons rectangulaires de dimensions 25 mm x 100 mm sont obtenus par découpe laser, comme représenté dans le schéma de la figure II.17.

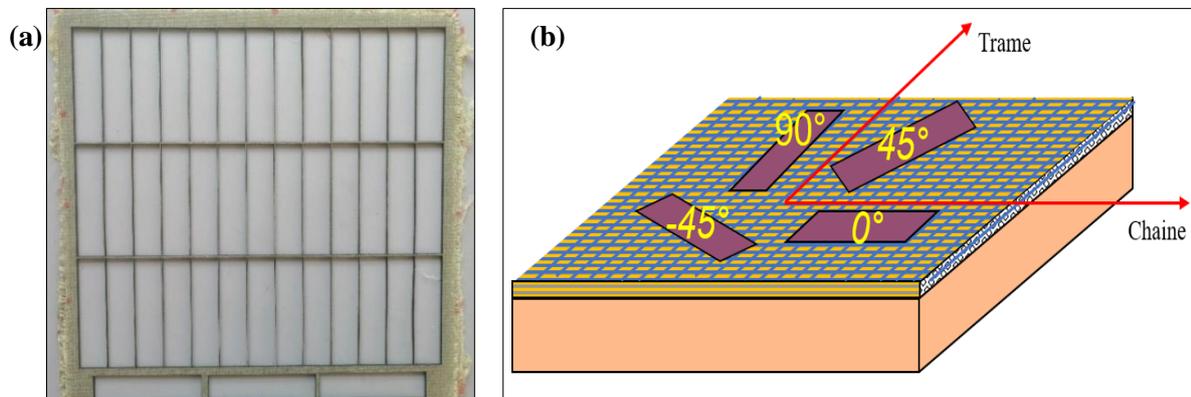


Figure II.17 : a) Plaque lin/PP de 335 x 335 mm² découpée par laser b) Directions de découpage des plaques.

Ces échantillons sont assemblés selon la configuration simple recouvrement. Leur géométrie est illustrée dans la figure II.18. Avant d'être soumis aux essais, les échantillons sont préalablement placés dans une chambre climatique pendant au moins 1 jour, à une température de 23 °C et une humidité relative de 50 %.

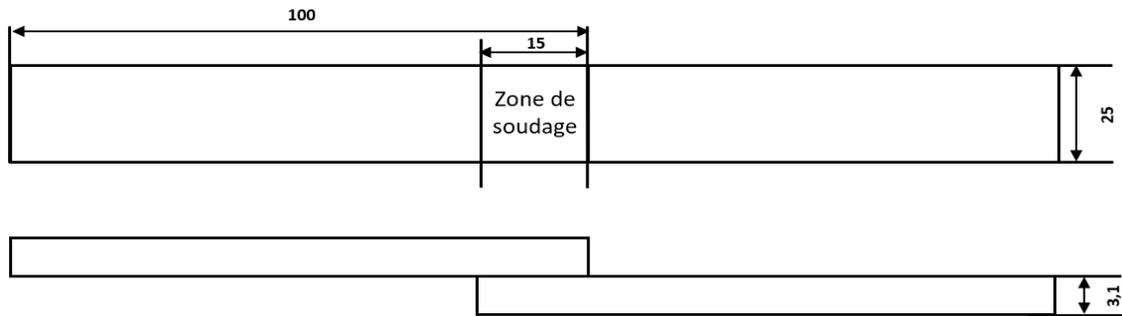


Figure II.18. Dimensions de l'éprouvette d'essai de cisaillement simple recouvrement.

Il convient de noter que la surface de contact de la sonotrode est légèrement plus grande que la surface de recouvrement (qui mesure 25 mm × 15 mm sans directeur d'énergie et 25 mm x 10 mm avec directeur d'énergie) afin de garantir une soudure complète de la zone de recouvrement.

II.3.3.2. Essai de cisaillement de joint simple recouvrement

Les tests de cisaillement en joint simple recouvrement (Single Lap Shear SLS) ont été réalisés dans le but de mesurer la contrainte à la rupture en cisaillement et d'analyser les surfaces de rupture, permettant ainsi d'obtenir des informations sur les changements physiques se produisant à l'interface de soudure. Après le processus de soudage, les échantillons de joint simple recouvrement soudés ont été soumis à des essais mécaniques sur une machine d'essai universelle MTS Criterion C45 équipée d'un capteur de force de 10 kN (voir figure II.19). Ces essais ont été effectués conformément à la norme ASTM D1002, avec une vitesse de déplacement de la traverse de 2 mm/min. Les soudures et les tests ont été réalisés dans des conditions ambiantes standards. Les courbes force-déplacement ont été obtenues à l'aide du logiciel d'interface fourni avec la machine d'essai.

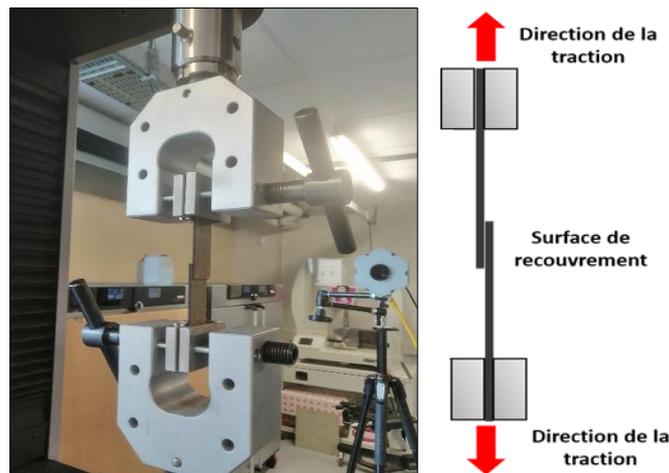


Figure II.19. Dispositif d'essai de cisaillement en joint simple recouvrement (SLS).

Deux contraintes différentes en simple recouvrement (Lap Shear Strength) ont été calculées selon la méthode proposée par Villegas et al. [47], en raison d'une différence de surface soudée : LSS1 et LSS2. LSS1 est déterminée en divisant la charge maximale par la surface totale de recouvrement, tandis que LSS2 est calculée en divisant la charge maximale par la surface soudée effective. La surface soudée

effective a été obtenue en examinant les surfaces de fracture des joints après les tests. À titre d'exemple, la figure II.20 présente la surface de fracture d'un joint en stratifié lin/PP sergé 2/2 soudé sans directeur d'énergie avec une force de soudage de 300 N. Comme on peut le voir sur la figure II.20, la surface soudée effective est clairement distinguable de la zone non soudée. Ainsi, LSS1 caractérise l'efficacité du joint, tandis que LSS2 évalue la qualité de la soudure. La surface soudée des interfaces a été mesurée manuellement à l'aide d'un microscope numérique. Plusieurs images ont été analysées pour chaque condition de soudage afin d'obtenir des valeurs représentatives de l'ensemble des échantillons. Entre huit et quinze échantillons ont été soudés pour chaque type de configuration, et la valeur moyenne ainsi que l'écart-type des contraintes ont été calculés à partir de cinq résultats, en excluant les valeurs extrêmement élevées ou faibles pouvant provenir d'anomalies dans le matériau ou la mise en position.

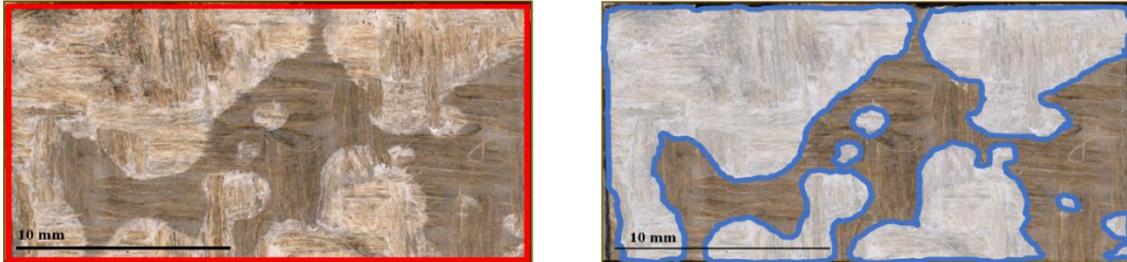


Figure II.20. Surface de rupture représentative d'un joint soudé par ultrasons et définition de la surface soudée correspondante.

II.3.3.3. Assemblage par collage

La méthode de collage utilisée dans le cadre de ces travaux repose sur un processus méticuleux comportant plusieurs étapes afin d'assurer une adhérence optimale entre les substrats. Comme expliqué plus haut, le collage des thermoplastiques présente de nombreuses difficultés, notamment en raison de la faible énergie de surface de ces matériaux. L'adhésif a été choisi après consultation de plusieurs fournisseurs, et la méthode de collage a été élaborée selon les règles de l'art. L'objectif est de disposer de données de référence, dans le but de les comparer aux résultats obtenus par assemblage par soudage.

Les substrats utilisés ainsi que la configuration du collage sont les mêmes que ceux de la figure II.18. Les zones à coller sont tout d'abord poncées à l'aide d'un papier de verre à grain fin. Elles sont ensuite nettoyées à l'acétone pour éliminer toutes traces de contaminants éventuels. On trace avec précision les limites de la zone de recouvrement pour garantir un bon ajustement.

Une étape importante consiste à appliquer une couche de primaire Loctite SF770, préconisé pour le collage du polypropylène. Ce primaire prépare la surface du substrat, la rendant apte à une adhésion optimale de la colle. L'adhésif Loctite 406 est ensuite appliqué, et les substrats sont assemblés dans un montage permettant le serrage à l'aide d'une pince. Ce serrage est maintenu pendant une durée de 1 à 2 minutes pour assurer une fixation solide.

Tableau II.1 : Propriétés de l'adhésif Loctite 406.

Nature	Densité à 25°C	Viscosité à 25°C	Résistance à la traction à 22°C
Éthyle cyanoacrylate	1,1 kg/m ³	[12 ; 22] mPa.s	13 MPa

Une campagne d'essais réalisées sur les assemblages collés selon cette méthode nous a permis de déterminer que la contrainte de cisaillement maximale (LSS) obtenue avec cette méthode s'élevait à 5 MPa. Cette valeur constitue donc une référence pour comparaison avec les résultats de soudage.

II.3.3.4. Mesure de température

a. Thermocouples

Dans le but de mieux comprendre l'influence des paramètres de soudage par ultrasons sur la contrainte à la rupture en simple recouvrement ainsi que sur l'interface des joints, des thermocouples ont été installés au centre de la zone de soudage afin d'y enregistrer les variations de température.

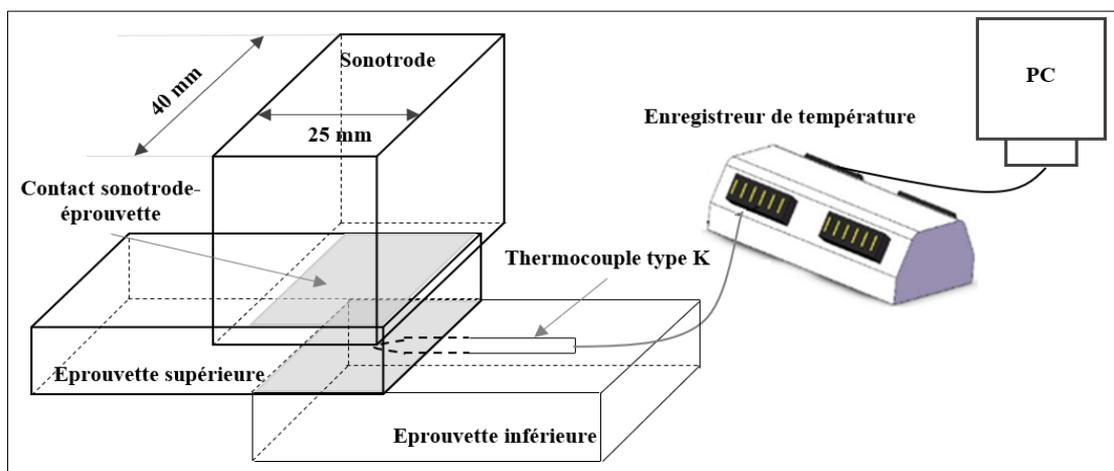


Figure II.21. Schéma de mesure de température pendant le soudage par ultrasons d'un composite lin/PP sans directeur d'énergie.

La configuration expérimentale pour les mesures de température est représentée à la figure II.21. Elle comprend l'utilisation d'un enregistreur de température, d'un ordinateur et de thermocouples de type K (OMEGA, USA) d'un diamètre de 0,13 mm. Ces thermocouples ont été préalablement positionnés au centre de la surface de contact de la zone de recouvrement. Il convient de noter que la gaine a été retirée localement afin que seuls les fils nus du thermocouple soient en contact avec l'interface de soudage. Pour enregistrer les données, nous avons utilisé un système GL100_240_840-APS avec une fréquence d'acquisition de 10 ms. La conversion de la tension thermoélectrique en température a ensuite été réalisée à l'aide d'une équation polynomiale (Eq. II.7). Les coefficients du polynôme sont présentés dans le tableau II.2. Il est important de souligner que les échantillons utilisés pour les mesures de température n'ont pas été utilisés dans le cadre de la campagne d'essais mécaniques.

$$T = c_0 + c_1x + c_2x^2 + c_3x^3 + c_4x^4 + \dots + c_nx^n \quad (Eq. II.7)$$

Avec

T : température en °C

c : coefficients polynomiaux

x : tension thermoélectrique en mV

n : ordre maximum de l'équation polynomiale

Tableau II.2. Exemple de table de coefficients pour les thermocouples de type K [168].

Température (°C)	-200 à 0	0 à 500	500 à 1372
Tension (mV)	-5,891 à 0.000	0,000 à 20.644	20,644 à 54.886
c_0	0	0,000000E+00	-1,318058E+02
c_1	2,5173462E+01	2,508355E+01	4,830222E+01
c_2	-1,1662878E+00	7,860106E-02	-1,646031E+00
c_3	-1,0833638E+00	-2,503131E-01	5,464731E-02
c_4	-8,9773540E-01	8,315270E-02	-9,650715E-04
c_5	-3,7342377E-01	-1,228034E-02	8,802193E-06
c_6	-8,6632643E-02	9,804036E-04	-3,110810E-08
c_7	-1,0450598E-02	-4,413030E-05	0
c_8	-5,1920577E-04	1,057734E-06	0
c_9	0	-1,052755E-08	0
Erreur (°C)	-0,02 à 0.04	-0,05 à 0.04	-0,05 à 0.06

b. Caméra thermique

La deuxième méthode employée pour la mesure de la température repose sur la thermographie infrarouge. On utilise une caméra thermique FLIR X6800sc, qui offre une résolution de 640x512 pixels à 520 images par seconde. Le logiciel FLIR Research IR permet l'acquisition et l'étalonnage des données thermiques. La méthodologie suivie pour l'acquisition et le traitement des données a été rigoureusement respectée. Tout d'abord, chaque expérience a été minutieusement préparée, y compris le pré-conditionnement des échantillons et leur positionnement précis. Ensuite, la caméra thermique a été configurée en fonction des exigences spécifiques de chaque expérience, en ajustant des paramètres tels que la résolution, la fréquence d'acquisition et la plage de température. Dans notre cas, la résolution a été abaissée à 256x136 pixels au profit de la fréquence d'acquisition ainsi portée à 1000 images/s. Les données thermiques ont été capturées conformément à ces paramètres, puis importées dans le logiciel FLIR Research IR pour subir un traitement approprié. Ces opérations comprennent le calibrage des niveaux de température, la correction des éventuelles aberrations, et la génération de rapports thermographiques.

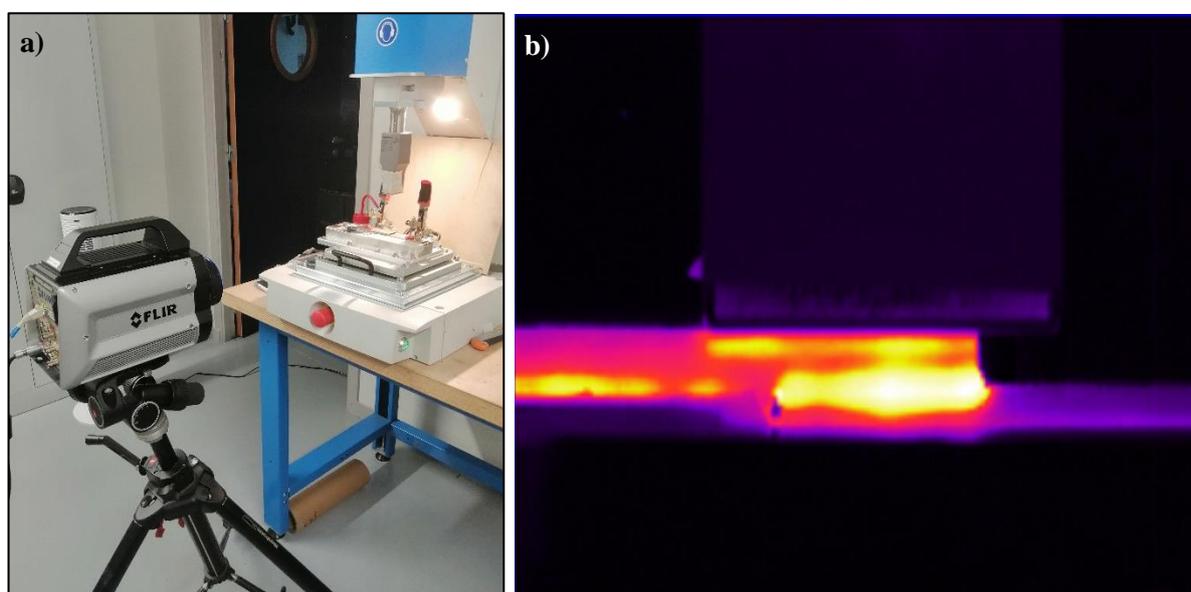


Figure II.22 : a) Équipement pour l'enregistrement d'images IR pendant le soudage par ultrasons, b) Image IR obtenue pendant l'opération d'assemblage (lin/PP).

Toutes les expériences ont été menées à la température ambiante. Les résultats ont été analysés pour mettre en évidence les variations de température, puis présentés sous forme de graphiques, de cartes thermiques et de tableaux dans le chapitre V. L'ensemble du dispositif expérimental est illustré dans la figure II.22.

II.3.4. Technique de caractérisation morphologique

Des analyses par microscopie optique et électronique ont été menées sur les échantillons. Dans le cas des faciès de rupture, aucun traitement particulier n'a été utilisé préalablement. Dans le cas de l'étude des effets du procédé de fabrication des composites et du procédé d'assemblage, un certain nombre de coupes transversales ont dû être réalisées. La technique de préparation de ces échantillons est explicitée ci-après.

II.3.4.1. Préparation des échantillons

II.3.4.1.1. Enrobage des échantillons

La première étape de la préparation des échantillons pour l'analyse consiste à prélever l'échantillon et à l'enrober dans une résine. Ceci permet de maintenir l'échantillon de manière adéquate pour la prochaine étape, à savoir le polissage. Les échantillons sont découpés selon leur utilisation prévue, soit à l'aide d'une machine de découpe laser (modèle Trotec Speedy 400), soit à l'aide d'une scie diamantée. Dans le cadre des essais de caractérisation, des observations microscopiques ont été réalisées sur des sections transversales et longitudinales de stratifiés non soumis à une contrainte mécanique, et ces sections ont été découpées au laser. Pour les essais de soudage par ultrasons, des sections transversales de la zone de recouvrement ont été découpées à l'aide d'une scie diamantée à une vitesse de coupe réduite pour éviter d'endommager le matériau. Les échantillons ont une dimension de 20 x 20 mm². Par la suite, ces échantillons ont été enrobés dans une résine époxy qui réticule à température ambiante (EpoFix©).

II.3.4.1.2. Polissage des échantillons

L'étape de polissage a pour objectif initial d'éliminer les rayures et éventuelles microfissures créées lors de la découpe afin d'obtenir une surface parfaitement plane et lisse. Une étape de finition est ensuite réalisée pour obtenir une surface nette et propre. Pour cela, les échantillons sont placés sur une polisseuse manuelle et soumis à plusieurs étapes de polissage avec des grains de plus en plus fins. Le lubrifiant DP-Lubrifiant BrownTM est utilisé pendant le processus de polissage. Il s'agit d'un lubrifiant non aqueux, préconisé pour le polissage des fibres naturelles hydrophiles. Une étape de pré-polissage est effectuée pour exposer la surface du composite. Ensuite, le polissage est réalisé à une vitesse de 250 tours/min pendant 2 minutes en utilisant des grains de taille 220 (65 µm), 500 (30 µm), 1200 (15 µm), 2000 (10 µm) et 4000 (5 µm).

Après le polissage, les échantillons sont lavés à l'éthanol, puis séchés avant d'être examinés au microscope optique numérique (MON) et au microscope électronique à balayage (MEB).

II.3.4.2. Microscopie numérique

L'observation des sections polies a été effectuée à l'aide d'un microscope numérique Keyence VHX-6000, offrant un grossissement allant jusqu'à 2500 fois. Le logiciel VHX a été utilisé pour la capture d'images. Les images obtenues avec ce microscope ont été automatiquement assemblées pour afficher le profil complet de l'échantillon observé (figure II.23). Ce microscope a également permis d'analyser les surfaces de rupture des interfaces soudées après les essais de cisaillement en joint simple recouvrement. Aucune préparation préalable des échantillons n'a été nécessaire.

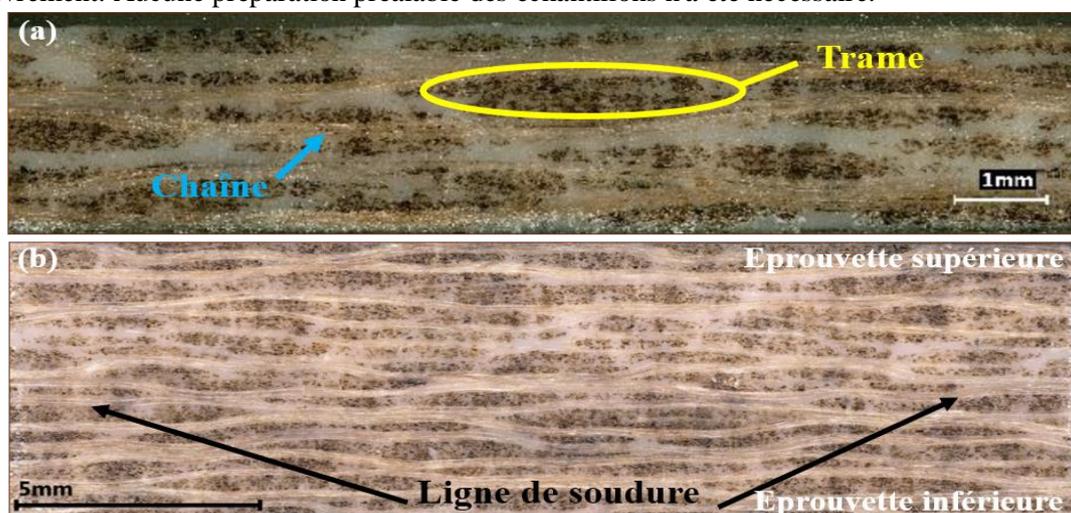


Figure II.23. Vue en coupe d'un échantillon de lin/PP.

La figure II.23.a illustre une section transversale d'un échantillon de lin/polypropylène [0/90] qui n'a subi aucune sollicitation mécanique. On peut clairement distinguer l'orientation des fils à 0° (dans le sens de la chaîne) et à 90° (dans le sens de la trame). Ces fils sont perpendiculaires au plan de la micrographie et sont séparés par des zones riches en résine. La figure II.23.b présente une micrographie de deux stratifiés soudés par ultrasons.

II.3.4.3. Microscopie électronique à balayage

La microscopie électronique à balayage (MEB) est une méthode d'analyse qui utilise l'interaction entre les électrons et la matière pour produire des images à haute résolution. Dans cette étude, le microscope électronique à balayage Hitachi S-3000N a été utilisé pour observer les sections polies mais aussi les faciès de rupture des échantillons soudés. Les images obtenues ont permis notamment d'analyser la structure interne des stratifiés et d'identifier les porosités présentes dans les matériaux fabriqués à différentes pressions, ainsi que dans les matériaux soudés par ultrasons. Toutes les observations ont été effectuées en mode Electrons Rétrodiffusés (BSE). Bien que ce mode d'observation ne soit pas idéal pour la détection de défauts topographiques, il présente l'avantage de fonctionner sous vide partiel, ce qui permet d'effectuer des observations sans que l'échantillon ne se charge excessivement, même en l'absence de métallisation.

Les observations ont été réalisées avec des grossissements compris entre 50x et 500x, à une distance de travail de 8 à 16 mm, sous un faisceau d'électrons accélérés par une tension de 10 kV. Les images ont été acquises à une faible vitesse de balayage afin d'obtenir des clichés avec une résolution et une qualité optimale.

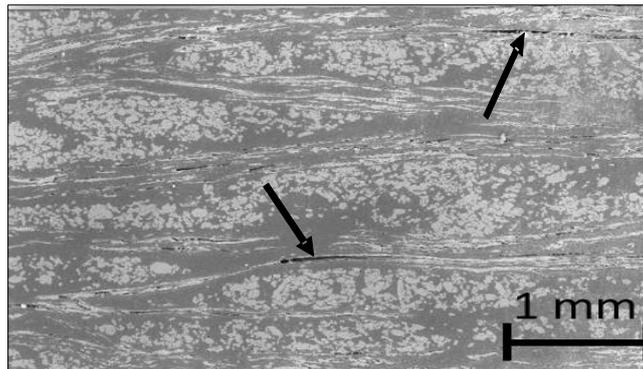


Figure II.24. Photo MEB d'un échantillon fabriqué à 5 bars.

La figure II.24 présente une image obtenue par microscopie électronique à balayage (MEB) d'une section polie d'un échantillon de composite lin/polypropylène découpé à partir d'une plaque fabriquée sous une pression de 5 bars. Les flèches indiquent la présence de porosités et de décohésions entre les fibres et la matrice. Il est difficile de déterminer si ces décohésions sont causées par le processus de découpe et/ou de polissage, ou si elles sont des défauts inhérents à l'élaboration du composite lui-même.

II.4. Choix des séquences d'empilement

Dans le cadre de cette étude, nous souhaitons étudier l'influence de l'orientation des fibres à l'interface soudée. En effet, dans le domaine du collage des composites, cet effet local a largement été mis en évidence. En ce qui concerne les composites stratifiés à fibres unidirectionnelles, une règle largement répandue est de disposer les fibres à 0° à l'interface, au contact de l'adhésif. Dans le cas du joint simple recouvrement, cette règle conduit effectivement à une augmentation de la résistance à rupture. Mais plusieurs études [169][170] ont pu montrer que cet effet était dû à l'augmentation de la raideur en flexion des substrats. En effet, la disposition de fibres à 0° de part et d'autre de séquences

symétriques a une influence forte sur cette raideur, ce qui permet de limiter les contraintes de pelage conduisant à la rupture. Les études citées montrent au contraire qu'à raideur en flexion égale, la disposition de fibre à 0° à l'interface est en fait dommageable car elles offrent un chemin privilégié pour la propagation d'une fissure. Disposer des fibres à d'autres orientations à l'interface conduit à une rupture traversant plusieurs plis et donc à un chemin complexe augmentant ainsi la résistance ultime. Dans le cas particulier des fibres à 0°, on se retrouve donc face à deux mécanismes d'effet opposé agissant simultanément.

La mise en évidence de cet effet local est difficile, car dans la plupart des cas le changement d'orientation des fibres à l'interface collée se fait par rotation des substrats. Ceux-ci sont classiquement stratifiés selon une séquence d'empilement [0/45/90/-45]_{ns}, dite quasi isotrope. Malheureusement, cette isotropie n'existe que pour les sollicitations de membrane. Leur comportement en flexion reste anisotrope et ne résout donc pas le problème du couplage local/global. Pour pallier cette difficulté, il est possible, dans le cas de plis unidirectionnels, de faire appel à des séquences d'empilement spécifiques. Ces séquences, mises en évidences par Vannucci et Verchery [171], sont des empilements non symétriques conduisant à une isotropie en membrane et en flexion. Le comportement est également homogène, c'est-à-dire que les modules de flexion et de traction sont identiques.

Dans le cadre de la théorie classique des stratifiés (présentée en annexe 1) [172], la réponse d'un matériau à des sollicitation mécaniques est classiquement décrite par les relations :

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix}_k = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx}^0 \\ \varepsilon_{yy}^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} \quad (Eq.II.8)$$

et

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix}_k = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx}^0 \\ \varepsilon_{yy}^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} \quad (Eq.II.9)$$

qui sont également notées sous forme contractée :

$$\begin{bmatrix} N \\ \dots \\ M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & \vdots & B \\ \dots & \vdots & \dots \\ B & \vdots & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_m \\ \dots \\ \kappa \end{bmatrix} \quad (Eq.II.10)$$

La matrice A représente la matrice de rigidité en membrane, la matrice D est la matrice de rigidité en flexion, et la matrice B est la matrice de couplage membrane-flexion-torsion.

Un matériau isotrope en membrane possédera les propriétés :

$$A_{11} = A_{22} \quad (Eq.II.11)$$

$$A_{16} = A_{26} = 0 \quad (Eq.II.12)$$

et

$$A_{66} = (A_{11} - A_{12})/2 \quad (Eq.II.13)$$

L'homogénéité se traduira par l'égalité des matrices homogénéisées de raideur en membrane et en flexion.

$$\frac{1}{h} [A] = \frac{12}{h^3} [D] \quad (Eq.II.14)$$

Avec bien entendu la nullité de la matrice [B] indiquant l'absence de couplage entre les comportements en membrane et en flexion.

L'utilisation de ces séquences pour réaliser les substrats à coller permet donc de découpler totalement les effets locaux et globaux de l'orientation des fibres, puisque le comportement élastique du joint est inchangé par rotation des substrats.

Dans le cadre de notre étude, le matériau de base est un tissu et non un pli unidirectionnel. Là encore, on se trouvera donc dans le cas où la modification de l'orientation des fibres à l'interface conduira à une modification de la raideur globale des substrats si on se contente de faire tourner l'angle de découpe du stratifié dans ces axes. Dans le cas d'un tissu équilibré (même comportement élastique dans les directions chaîne et trame), la séquence d'empilement conduisant à l'isotropie et l'homogénéité sans couplages est connue. Il s'agit d'un empilement de 8 plis selon une séquence du type [45/0/0/45/0/45/45/0]. Si le tissu n'est pas équilibré, on conserve l'homogénéité et l'absence de couplage, mais on perd l'isotropie. Nous verrons dans le chapitre III une stratégie adaptée à ce cas de figure.

II.5. La méthodologie des Plans d'Expériences (PE)

Tout au long de nos travaux, notre objectif principal a été d'étudier l'impact des paramètres de soudage sur la qualité des soudures. Cependant, cette tâche s'avère complexe en raison du grand nombre de paramètres à ajuster. La méthodologie expérimentale classique consiste généralement à fixer le niveau de toutes les variables sauf une, puis à mesurer la réponse du système pour différentes valeurs de cette variable. Cependant, cela nécessite un nombre considérable d'essais. Par exemple, avec 9 variables à 4 niveaux (c'est-à-dire en utilisant 4 valeurs différentes pour chaque variable), l'expérimentateur devrait réaliser $4^9 = 262144$ expériences. Dans de nombreux cas, il est difficile de mener un si grand nombre d'essais.

Ainsi, notre problématique de recherche était de développer un outil permettant d'obtenir des soudures de qualité optimale pour les composites lin/PP en effectuant un nombre réduit d'expériences, mais préalablement fixé et connu. Nous cherchions une approche qui nous permettrait de maximiser les résultats obtenus tout en minimisant le nombre d'essais requis.

II.5.1. Présentation du plan d'expériences

Dans le langage scientifique, le terme "expérience" fait référence à un fait planifié ou provoqué dans le but de vérifier une hypothèse, une loi ou un modèle, afin d'acquérir une connaissance théorique sur la manière dont les phénomènes se déroulent. Lors d'études expérimentales avec plusieurs variables, le nombre de ces variables peut être élevé. Les approches utilisées pour mener à bien ces expérimentations sont souvent informelles, parfois inefficaces, et peuvent aboutir à un grand nombre de résultats difficiles à exploiter.

Afin d'optimiser l'organisation des expériences et d'exploiter efficacement les résultats obtenus, les chercheurs ont intérêt à utiliser des méthodes telles que les Plans d'Expériences (PE). Le principe général des PE consiste à étudier seulement certains points du domaine expérimental tout en parvenant à comprendre le phénomène physique étudié dans son ensemble. En se basant sur la norme ISO 3534-3, on peut définir un PE comme une organisation structurée d'essais. La difficulté principale de cette méthodologie réside alors dans la sélection optimale des points d'étude. Les plans d'expériences permettent d'étudier un grand nombre de facteurs, de détecter d'éventuelles interactions, de modéliser avec précision les résultats obtenus, et garantissent la qualité du processus.

Dans l'industrie, la connaissance des plans d'expériences est devenue essentielle pour améliorer la qualité des produits et des procédés, ainsi que pour réduire les délais de développement. En effet, la méthode des PE permet d'obtenir un maximum d'informations avec un coût minimal.

II.5.1.1. Principe

Les plans d'expériences (PE) peuvent être appliqués à tous les phénomènes de type boîte noire (figure II.25), dans lesquels on cherche à optimiser les résultats (les réponses) en ajustant les paramètres d'entrée (les facteurs). Les paramètres d'entrée, également appelés facteurs, peuvent être contrôlés, mais il peut également y avoir des facteurs indépendants qui ne peuvent pas être réglés, et on les appelle alors des facteurs de bruit.

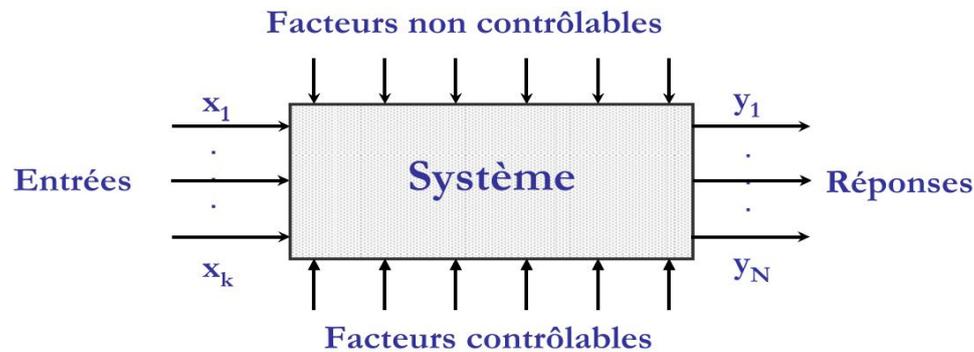


Figure II.25. Schéma simplifié de l'environnement d'un système donné.

La méthodologie des plans d'expériences répond à nos besoins. En effet, son principe consiste à faire varier simultanément les niveaux d'un ou plusieurs facteurs (qui peuvent être des variables discrètes ou continues) lors de chaque essai. Cela permet de réduire considérablement le nombre d'expériences à réaliser tout en augmentant le nombre de facteurs étudiés, en détectant les interactions entre les facteurs et en identifiant les optima par rapport à une réponse spécifique, c'est-à-dire une grandeur utilisée comme critère. De plus, cela facilite la modélisation des résultats. Le défi lors de l'utilisation des plans d'expériences est donc de minimiser le nombre d'expériences nécessaires sans compromettre la précision des résultats.

Il existe actuellement de nombreux types de plans d'expériences différents, chacun ayant ses propres propriétés pour résoudre des problèmes spécifiques. Cependant, on peut les diviser en deux grandes catégories : les plans pour étudier (estimer et comparer) les effets des paramètres, et les plans pour ajuster les paramètres afin d'atteindre un optimum.

II.5.1.2. Principaux avantages des plans d'expériences

En résumé, la méthode des plans d'expériences présente les avantages suivants, largement reconnus:

- Réduction du nombre d'essais nécessaires.
- Possibilité d'étudier un grand nombre de facteurs.
- Détection des interactions entre les facteurs.
- Modélisation des réponses étudiées.
- Obtention de résultats avec une précision optimale.

En utilisant la méthode des plans d'expériences, il est possible d'interpréter rapidement et de manière non ambiguë les résultats en fournissant un modèle expérimental précis du système étudié.

II.5.1.3. Plans factoriels

Le plan factoriel complet, dans le cadre de notre étude, permet de considérer de manière exhaustive toutes les combinaisons possibles des variables avec un nombre fini de facteurs. Si nous prenons en compte un nombre discret de variations par facteur, ce plan permet d'examiner toutes les combinaisons possibles des modalités des facteurs. Par exemple, pour un plan factoriel complet avec k facteurs et 3

niveaux, le nombre d'essais N est calculé selon la formule $N = 3^k$. L'objectif est alors de répartir de manière optimale les essais dans le domaine expérimental.

Les plans factoriels complets sont considérés comme des plans sans risque car ils permettent de déterminer tous les effets et toutes les interactions. Le nombre d'essais requis est au moins égal au nombre total de coefficients à déterminer. Les essais sont conçus de manière à estimer les coefficients avec une variance minimale. Leur simplicité d'utilisation assure un bon rendement en termes de résultats obtenus. Cependant, ils présentent une limite essentielle : le nombre d'essais augmente rapidement avec le nombre de facteurs, ce qui peut rapidement devenir difficile à mettre en pratique.

II.5.2. Démarche méthodologique d'un PE

Dans la réalisation d'une expérience, il est essentiel de procéder à une planification précise, matérialisée par un plan d'expériences ou un protocole expérimental. La méthodologie d'un plan d'expériences peut être divisée en plusieurs étapes, telles que décrites dans les références [173][174][175]. L'annexe 2 présente une description complète de ces étapes.

Chapitre III

Fabrication par thermocompression des stratifiés lin/polypropylène

Le troisième chapitre se concentre sur l'influence des paramètres du procédé sur la fabrication de composites Lincore lin/PP. Dans cette partie de l'étude, nous examinons comment ces différentes variables affectent les propriétés mécaniques et la microstructure des composites. En comprenant ces relations, nous cherchons à optimiser les paramètres de fabrication pour obtenir des composites de haute qualité et des performances améliorées.

Dans la première section, nous analysons le comportement en traction du composite Lin/PP. Nous examinons l'effet de la vitesse de chargement sur les propriétés mécaniques et évaluons l'impact de la température de fabrication sur ces propriétés. De plus, nous explorons l'influence de la pression de consolidation sur la microstructure du composite, ainsi que son effet sur les propriétés mécaniques.

La section suivante concerne le choix et l'optimisation des séquences d'empilement destinées à l'étude de l'influence de l'orientation des fibres sur le comportement des assemblages. Nous étudions l'effet de la pression de consolidation sur ces stratifiés et examinons leurs propriétés mécaniques en représentation polaire, qui permet de visualiser les effets d'orientation.

III.1. Influence des paramètres de fabrication sur les propriétés des composites Lincore lin/PP

III.1.1. Evolution des propriétés mécaniques

III.1.1.1. Comportement en traction du composite Lin/PP

La figure III.1.a présente les courbes contrainte-déformation obtenues selon les sens chaîne et trame pour un stratifié obtenu selon deux procédés de fabrication : thermocompression à 5 bars (TC_5b) et consolidation sous vide (SV). La courbe de la figure III.1.b correspond à un essai de traction à 45° par rapport aux axes principaux du tissu, pour un composite obtenu par thermocompression à 5 bars.

Les courbes de traction dans les sens chaîne et trame présentent une bilinéarité classiquement observée dans les composites à fibres de lin [115][144][165]. Deux modules peuvent être identifiés sur ces courbes. Le premier, E_1 , représentant le module d'Young est mesuré entre les déformations [0,015-0,1%] et le second, E_2 , est mesuré entre les déformations [0,3-0,6%]. La rigidité du composite obtenu par thermocompression est supérieure à celle de celui obtenu sous vide, de même que sa résistance, aussi bien dans le sens chaîne que le sens trame. Le comportement observé en traction à 45° devient très rapidement non linéaire, et le composite se déforme de façon importante jusqu'à la rupture finale.

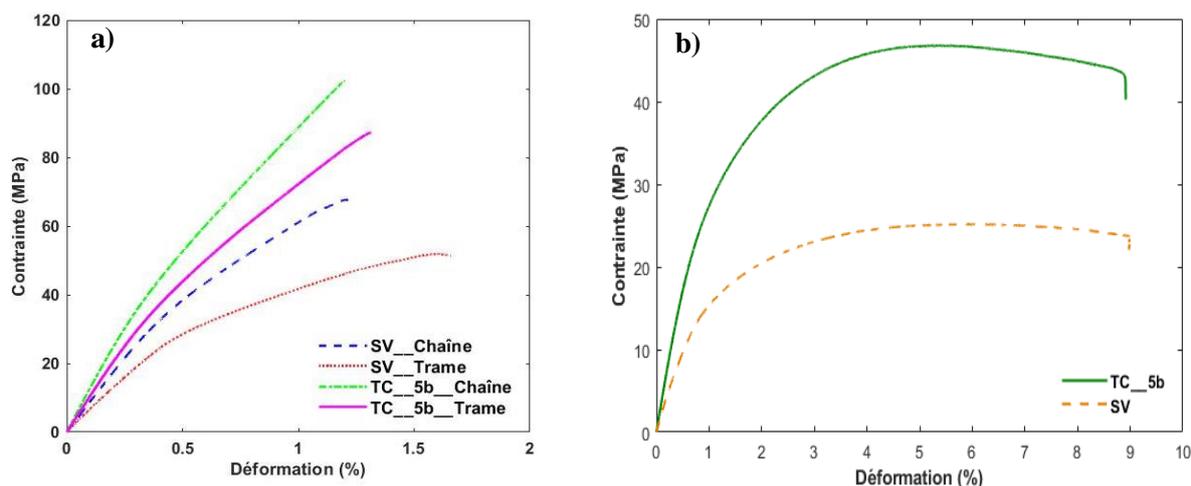


Figure III.1. Courbes contrainte/déformation de traction des composites lin/PP. a) Chaîne et Trame, b) ±45°.

Les propriétés mécaniques mesurées sont détaillées dans le tableau III.1.

Tableau III.1. Propriétés mécaniques du stratifié lin/PP.

Procédé	Thermocompression		Sous vide	
	Chaîne	Trame	Chaîne	Trame
E_1 (GPa)	$12,0 \pm 0,4$	$10,5 \pm 0,4$	$8,8 \pm 0,6$	$6,4 \pm 0,4$
E_2 (GPa)	$6,9 \pm 0,3$	$5,6 \pm 0,2$	$4,3 \pm 0,1$	$3,4 \pm 0,8$
σ_{max} (MPa)	89 ± 6	82 ± 3	69 ± 4	51 ± 4
ε (%)	$1,12 \pm 0,08$	$1,27 \pm 0,09$	$1,22 \pm 0,09$	$1,71 \pm 0,31$
G_{12} (GPa)	1,12		0,85	
ν_{12}	0,2		0,5	

III.1.1.2. Effet de la vitesse de chargement

Lors de nos essais de traction sur le composite, nous avons utilisé trois vitesses de déplacement différentes : 0,5 mm/min, 2 mm/min et 10 mm/min afin d'évaluer l'effet de ce paramètre. En effet, l'emploi de matériaux présentant des propriétés viscoélastiques comme le polypropylène, et le lin dans une moindre mesure, peut laisser présager une influence de la vitesse de sollicitation sur les caractéristiques mesurées. Nous avons mesuré les propriétés mécaniques du composite, notamment la contrainte maximale, le module d'élasticité et l'allongement à la rupture, pour chaque vitesse de déplacement dans les directions trame et chaîne (figure III.2).

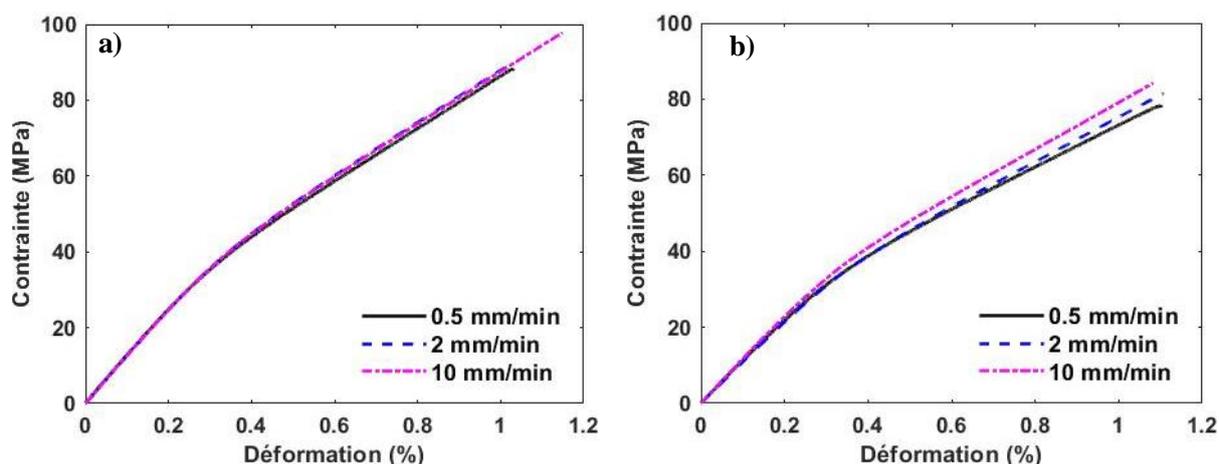


Figure III.2. Effet de la vitesse de déplacement sur le comportement mécanique des composites lin/PP a) sens chaîne b) sens trame.

Les résultats obtenus, présentés dans le tableau III.2, ont révélé qu'il n'y avait pas de différences significatives entre le comportement et les propriétés mécaniques du composite pour chaque vitesse de déplacement dans les directions trame et chaîne. Cela indique que la vitesse de déformation n'a pas d'impact significatif sur les performances mécaniques du composite dans notre plage de vitesses étudiées.

Plusieurs facteurs peuvent contribuer à cette observation. Premièrement, il est possible que les vitesses de déplacement que nous avons utilisées se situent dans une plage où les effets sur les propriétés mécaniques sont négligeables. Il se peut également que les caractéristiques intrinsèques du matériau composite, telles que sa structure et sa composition, prédominent sur l'influence de la vitesse de déplacement dans notre étude.

Il convient également de noter que nos essais de traction ont été réalisés dans des conditions contrôlées et reproductibles, en respectant les normes et protocoles appropriés. Cela garantit la fiabilité et la validité des résultats obtenus.

Tableau III.2. Propriétés mécaniques du stratifié lin/PP (thermocompression) en fonction de la vitesse de chargement.

V_{dep} (mm/min)	σ_C (MPa)	σ_T (MPa)	E_C (GPa)	E_T (GPa)	ε_C (%)	ε_T (%)
0,5	86 ± 5	72 ± 4	$12,7 \pm 0,2$	$10,3 \pm 0,8$	$1,04 \pm 0,2$	$1,1 \pm 0,05$
2	89 ± 3	83 ± 6	$12,5 \pm 0,3$	$10,5 \pm 0,2$	$1,02 \pm 0,1$	$1,19 \pm 0,1$
10	97 ± 1	80 ± 2	$12,2 \pm 0,3$	$11,3 \pm 0,2$	$1,19 \pm 0,4$	$1,09 \pm 0,01$

III.1.2. Effet de la température de fabrication

Lors de la fabrication des plaques de composites en lin/polypropylène par thermocompression, nous avons utilisé différentes températures de fabrication : 180 °C, 190 °C et 200 °C (figure III.3). Nous avons examiné l'aspect et les propriétés du polypropylène (PP) dans les plaques résultantes à chaque température.



Figure III.3. Effet des températures de la fabrication sur l'aspect des composites lin/PP.

Les résultats obtenus montrent qu'à 180 °C et 190 °C, la fusion du PP n'est pas complète, ce qui se traduit par un aspect moins homogène et une certaine présence de particules non fondues dans la matrice. En revanche, à 200 °C, le polypropylène a fondu de manière plus complète, donnant un aspect plus uniforme et lisse à la matrice du composite.

Ces observations peuvent être expliquées par les propriétés thermiques du polypropylène et du lin. Le polypropylène a une température de fusion spécifique, au-delà de laquelle il passe de l'état solide à l'état fondu. À des températures inférieures à sa température de fusion, il peut rester partiellement solide, entraînant une distribution inégale de la matrice dans le composite. En revanche, à une température suffisamment élevée (200 °C dans notre cas), le polypropylène fond complètement et se répartit uniformément dans la matrice, améliorant ainsi l'aspect et les propriétés du composite.

La limite supérieure de 200 °C pour la fabrication a été déterminée afin de prévenir la dégradation des fibres de lin. Les fibres de lin peuvent subir une dégradation thermique à des températures plus élevées [176], ce qui peut entraîner une diminution de leurs propriétés mécaniques et de leur intégrité structurale.

Il convient de souligner que ces résultats sont spécifiques à notre matériau et à notre plage de températures de fabrication. Des études ultérieures avec des matériaux différents et une plus grande plage de températures pourraient être nécessaires pour affiner les paramètres de fabrication et optimiser les propriétés du composite.

III.1.3. Effet de la pression de consolidation

III.1.3.1. Effet de la pression de consolidation sur la microstructure

La détermination des taux volumiques de fibres, de résine et de porosité permet de montrer l'influence de la pression de fabrication sur la microstructure des plaques obtenues. Pour chaque niveau de pression, la mesure des masses volumiques a permis d'évaluer le taux moyen de porosité (tableau III.3). Le tableau montre également l'évolution de l'épaisseur des échantillons avec la pression appliquée.

Tableau III.3. Variation de l'épaisseur, de la masse volumique et du taux de porosité en fonction de la pression de fabrication.

Pression (bar)	Epaisseur (mm)	Masse volumique (g/cm ³)	Taux moyen de porosités (%)
Sous-vide	2,59 ± 0,03	1,013 ± 0,002	7,8 ± 0,2
1	2,47 ± 0,03	1,070 ± 0,006	2,6 ± 0,5
3	2,36 ± 0,02	1,089 ± 0,003	0,9 ± 0,3
5	2,32 ± 0,01	1,087 ± 0,006	1,1 ± 0,5
7	2,28 ± 0,01	1,08 ± 0,004	1,7 ± 0,3
10	2,23 ± 0,01	1,092 ± 0,001	0,6 ± 0,1
20	2,10 ± 0,02	1,096 ± 0,003	0,2 ± 0,3

On observe tout d'abord que le composite fabriqué sous vide présente la plus faible masse volumique (1,013 g/cm³) et le plus fort taux de porosités, de l'ordre de 8% (figure III.4). L'utilisation de la thermocompression modifie considérablement les propriétés obtenues dès 1 bar, avec une forte diminution des porosités. Les pressions de 3, 5 et 7 bars donnent des résultats assez comparables. A partir de 10 bars et surtout pour 20 bars, le taux de porosité est considérablement réduit (figure III.5).

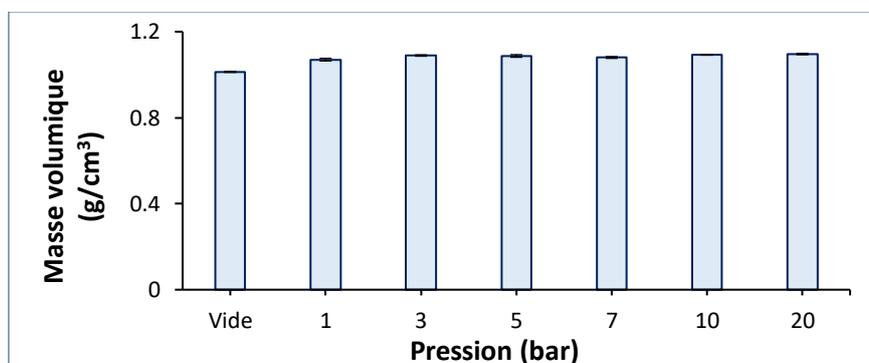


Figure III.4. Influence de la pression sur la masse volumique du lin/PP sergé 2/2.

On constate que le taux de porosité calculé est faible par rapport aux valeurs citées dans la littérature pour les composites thermoplastiques renforcés par des fibres de lin [177].

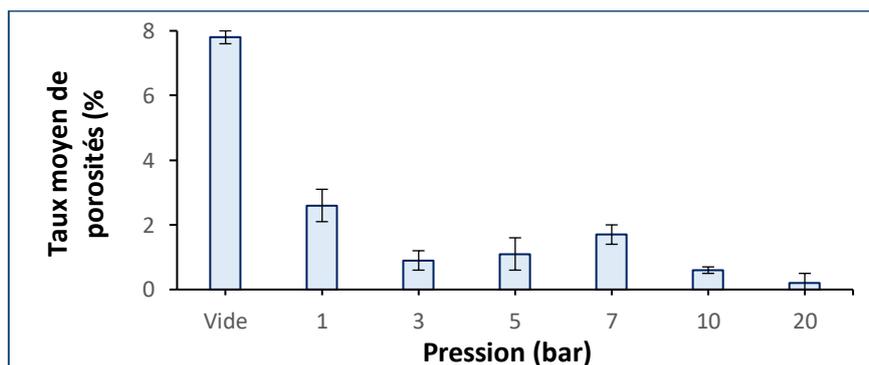


Figure III.5. Influence de la pression sur le taux de porosité du lin/PP sergé 2/2.

Les épaisseurs diminuent avec la pression exercée mais cette diminution n'est pas explicable par la simple réduction du taux de porosités (figure III.6). En réalité, on observe un écrasement et un étalement global des plis stratifiés, avec une surface totale qui augmente avec la pression. La réduction d'épaisseur est cohérente avec l'hypothèse d'une déformation à volume constant (confirmée par la relativement faible évolution de la masse volumique). Au cours de cet écrasement, les proportions massiques relatives de fibres et de matrice sont globalement conservées.

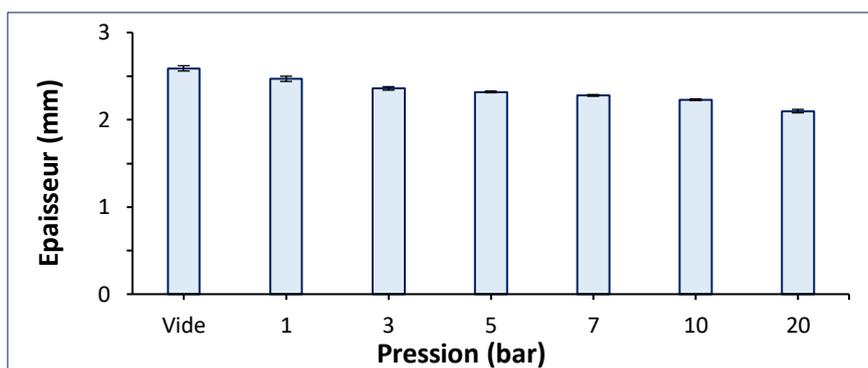


Figure III.6. Influence de la pression sur l'épaisseur du lin/PP sergé 2/2.

Pour mieux comprendre les évolutions subies par le matériau, des sections représentatives des composites ont été examinées au microscope électronique à balayage en mode vide partiel. Ces images d'assemblage de clichés tous réalisés dans des conditions équivalentes sont présentées en figure III.7.

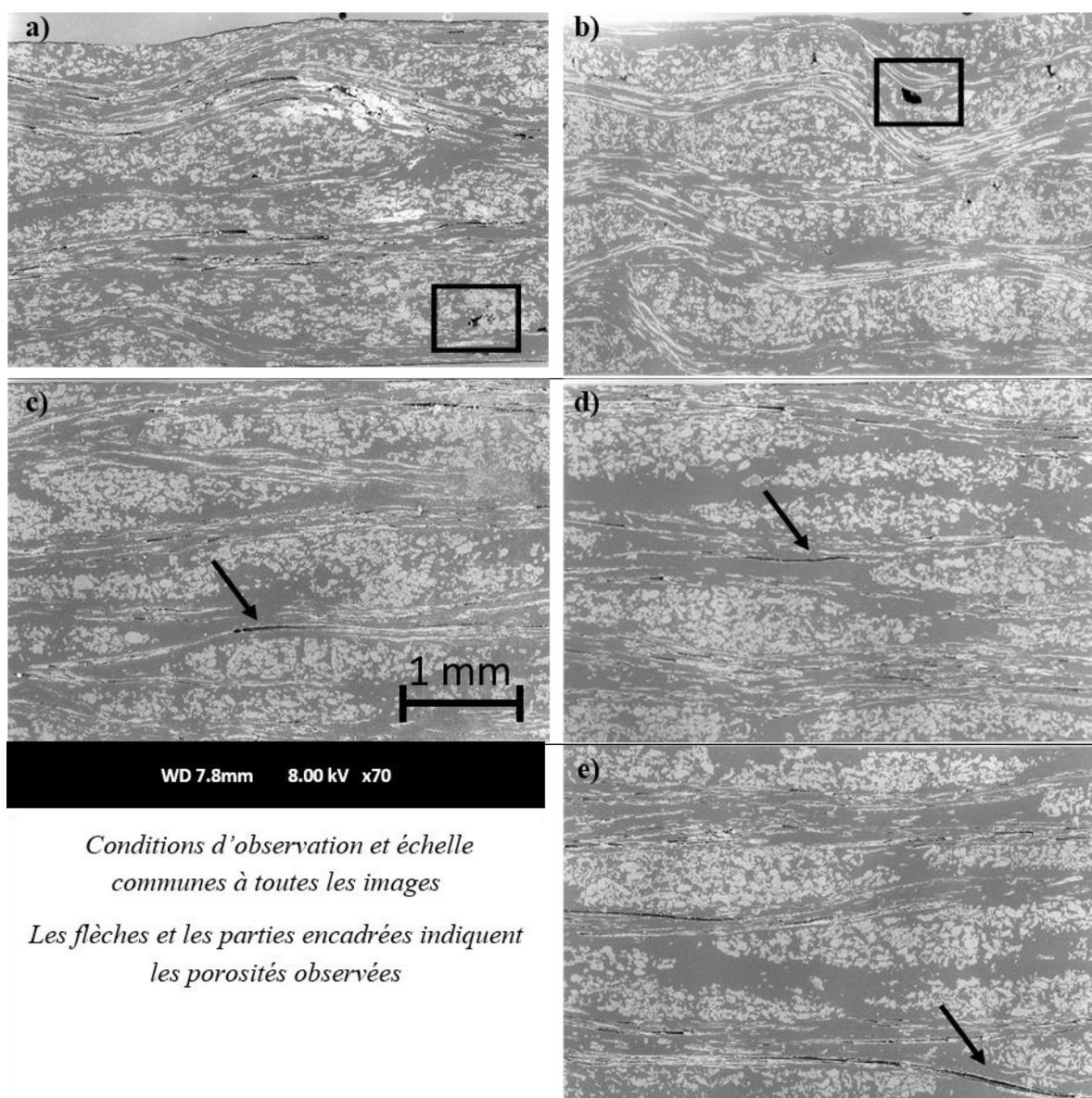


Figure III.7 : Analyse MEB de coupes microscopiques. a) Sous vide, b) 1 bar, c) 5 bars, d) 10 bars, e) 20 bars.

Les porosités de forme elliptique sont observées principalement dans les composites fabriqués sous vide et par thermocompression à 1 bar. Pour les autres pressions, on relève des porosités allongées, visibles dans les filaments coupés longitudinalement. Globalement, les observations confirment d'une part que le taux de porosité est faible pour les pressions supérieures à 1 bar, et d'autre part, que les proportions relatives de fibres et de matrice sont conservées pour toutes les conditions de fabrication.

III.1.3.2. Effet de la pression de consolidation sur les propriétés mécaniques

Dans cette partie, nous avons examiné l'effet de la pression de consolidation lors du procédé de thermocompression sur les propriétés mécaniques du composite lin/PP. Comprendre comment la pression de consolidation influence les propriétés mécaniques du composite est essentiel pour optimiser le processus de fabrication et améliorer les performances du matériau. La figure III.8 présente l'influence de la pression sur l'allure des courbes de traction dans les sens chaîne et trame pour un temps de maintien de 3 min.

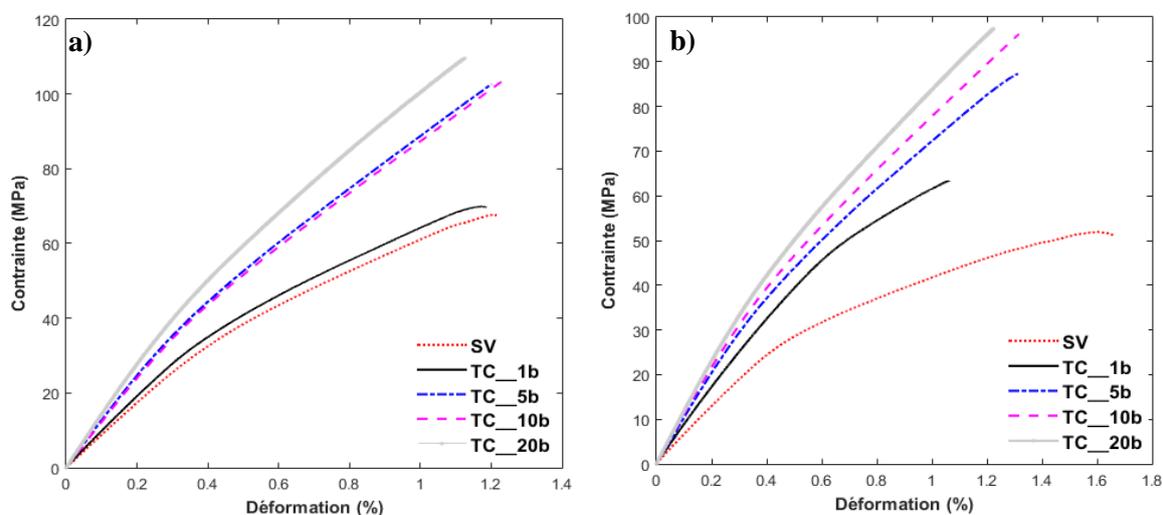


Figure III.8. Influence de la pression (3 minutes de maintien) sur le comportement en traction du Lin/PP sergé 2/2. a) sens chaîne, b) sens trame.

L'ensemble des courbes présentent un comportement bilinéaire. Le comportement des stratifiés fabriqués sous vide et en thermocompression sous 1 bar se démarque clairement des autres, avec une rigidité et des contraintes à rupture plus faibles. A partir de 3 bars et jusqu'à 20 bars, les modules et les résistances à la rupture deviennent plus stables et augmentent avec la pression. Le tableau III.4 récapitule l'ensemble des jeux de différentes valeurs de pression étudiées.

Tableau III.4. Propriétés en traction du Lin/PP pour différentes valeurs de pression.

Temps (s)	Pression (bar)	Sens chaîne				Sens trame			
		E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	σ_{max} (MPa)	ε (%)	E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	σ_{max} (MPa)	ε (%)
900	SV	8,8±0,6	4,3±0,1	69±4	1,27±0,09	6,4±0,4	3,4±0,8	51±4	1,71±0,31
180	1	10,0±0,3	4,8±0,2	71±3	1,12±0,06	8,8±0,2	4,0±0,4	63±3	1,16±0,08
180	3	11,5±0,3	5,8±0,2	76±3	1,02±0,10	9,5±0,3	4,6±0,2	68±2	1,09±0,03
180	5	12,0±0,4	6,9±0,3	98±6	1,12±0,08	10,5±0,4	5,6±0,2	82±3	1,22±0,09
180	7	12,5±0,2	7,0±0,3	96±5	1,09±0,04	11,2±0,6	5,8±0,2	87±6	1,26±0,11
180	10	12,5±0,3	6,9±0,3	107±6	1,31±0,11	11,4±0,3	6,2±0,2	97±4	1,32±0,01
180	20	13,8±0,8	7,6±0,5	109±4	1,21±0,10	12,2±0,3	6,7±0,4	97±5	1,12±0,08

Les résultats présentés dans la figure III.9 montrent une corrélation significative entre la pression de consolidation et la contrainte à rupture du composite lin/PP. Lorsque la pression de consolidation augmente, on observe une augmentation concomitante de la contrainte à rupture dans les deux directions de la chaîne et de la trame du composite.

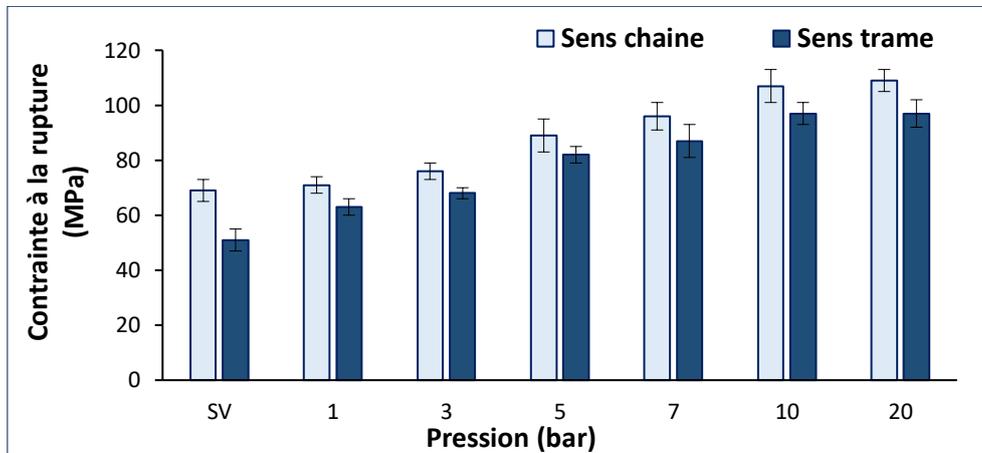


Figure III.9. Influence de la pression sur la contrainte à la rupture du Lin/PP sergé 2/2.

L'augmentation de la pression de consolidation favorise une meilleure adhérence entre les fibres de lin et la matrice de PP, ce qui entraîne une meilleure transmission des contraintes. Lorsque la pression est élevée, les fibres de lin sont plus étroitement liées à la matrice, ce qui améliore la répartition des charges et renforce la structure du composite. Cela explique pourquoi on observe une augmentation de la contrainte à rupture dans les deux sens de la chaîne et de la trame.

De plus, l'augmentation de la pression de consolidation peut également réduire les vides et les défauts à l'interface fibre-matrice. Les défauts tels que les vides et les bulles peuvent agir comme des points de concentration de contrainte, ce qui affaiblit le matériau et réduit sa résistance. En augmentant la pression, on favorise l'élimination de ces défauts et améliorons ainsi la résistance globale du composite lin/PP.

Afin d'étudier l'influence des paramètres de fabrication sur le phénomène de bilinéarité du comportement, l'évolution comparative des modules E_1 et E_2 a été relevée. La figure III.10 présente ces modules dans les sens chaîne et trame pour différentes pressions. On constate que les deux modules sont toujours plus élevés dans le sens chaîne, et donc que le tissu n'est pas parfaitement équilibré.

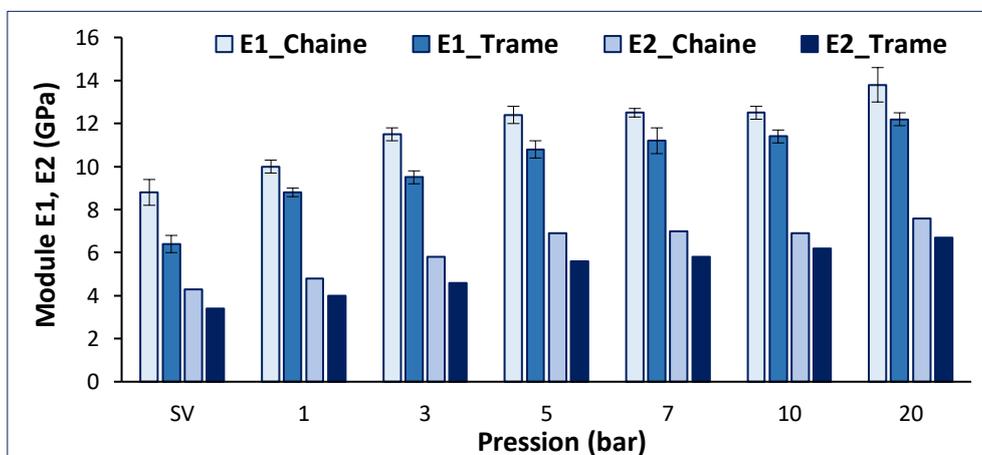


Figure III.10. Evolution des modules E_1 et E_2 dans les sens chaîne et trame en fonction de la pression.

Le calcul du rapport E_2/E_1 présenté en figure III.11 permet d'étudier l'évolution du comportement bilinéaire avec la pression. Les résultats montrent que ce rapport est à peu près le même pour les sens chaîne et trame, et qu'il augmente légèrement avec la pression pour se stabiliser autour de $\frac{1}{2}$.

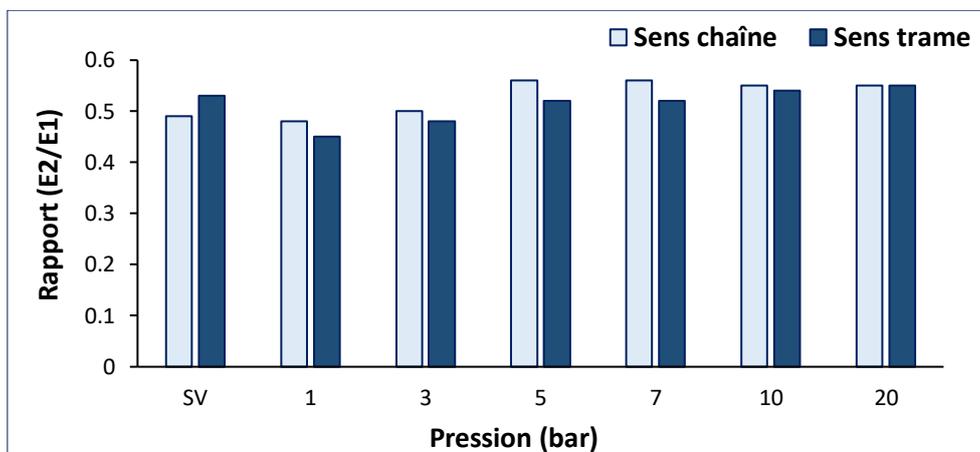


Figure III.11 : Evolution du rapport E_2/E_1 en fonction de la pression.

Pour expliquer l'augmentation des modules avec la pression, deux hypothèses peuvent être formulées. La pression peut provoquer une meilleure imprégnation des fibres et diminuer le taux de porosité. Les mesures réalisées et les observations au MEB ne permettent pas de conclure sur un rôle primordial des porosités, puisque leur taux évolue relativement faiblement par rapport à l'augmentation des modules. L'autre hypothèse est que l'application d'une pression provoque un aplatissement du tissu et donc la réduction de l'amplitude des ondulations des fils de chaîne et trame. Ce meilleur alignement des fils entraînerait alors une augmentation de la rigidité du composite. L'observation au microscope optique (figure III.12) de coupes réalisées dans les sens chaîne et trame confirme bien cette réduction des ondulations avec la pression appliquée.

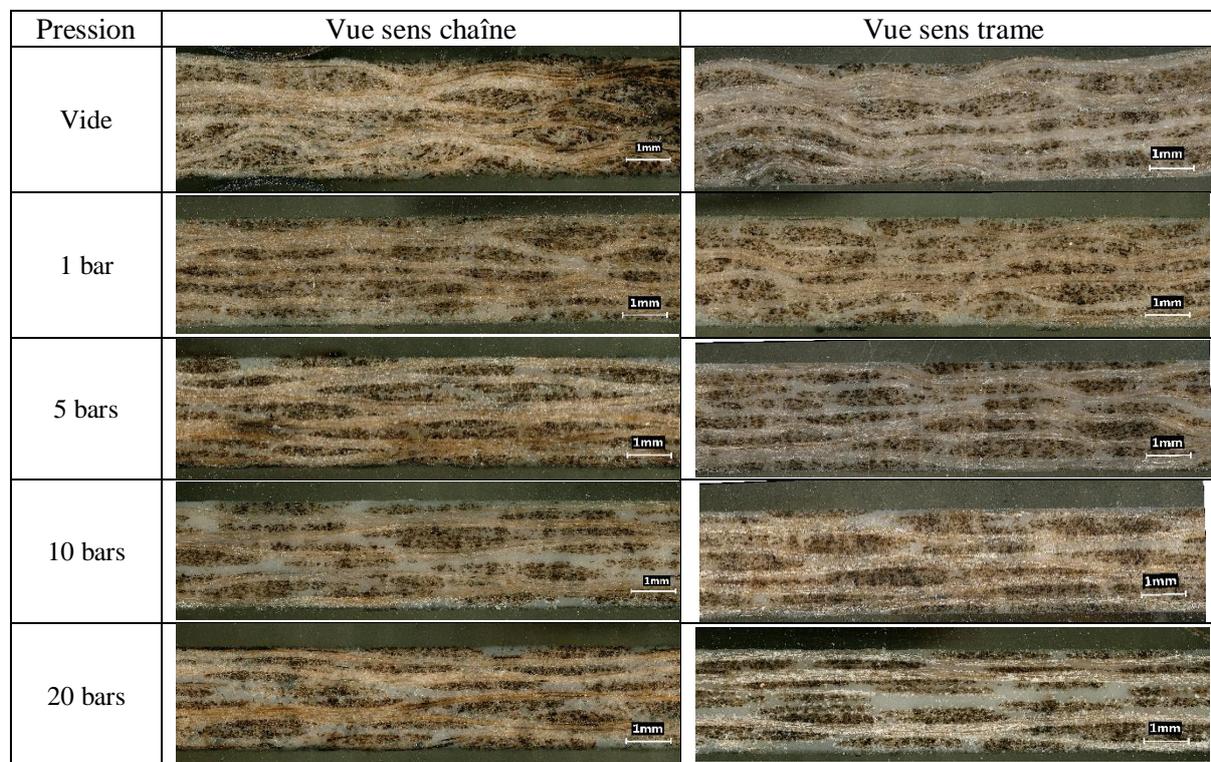


Figure III.12. Images micrographiques du Lin/PP en sens chaîne et trame pour différentes conditions de fabrication.

Il existe plusieurs modèles micromécaniques analytiques permettant d'approcher les modules des tissus. Le plus simple est l'analogie stratifié qui va surestimer le résultat en assimilant le tissu à la superposition d'un pli à 0° et d'un pli à 90°. La présence des ondulations va conduire à une réduction de ce module. Parmi les modèles prenant en compte ces ondulations, on trouve le modèle mosaïque (parallèle et série), les modèles d'ondulation 1D et 2D (parallèle-série et série-parallèle) [178]. Toutes ces approches sont fondées sur la théorie classique des stratifiés.

Afin d'estimer la validité de cette hypothèse pour expliquer l'augmentation de la rigidité, un modèle extrêmement simplifié a été employé pour rendre compte de l'effet de l'ondulation. Dans ce modèle, la coupe de la maille élémentaire du sergé 2/2 après fabrication est schématisée comme le montre la figure III.13.

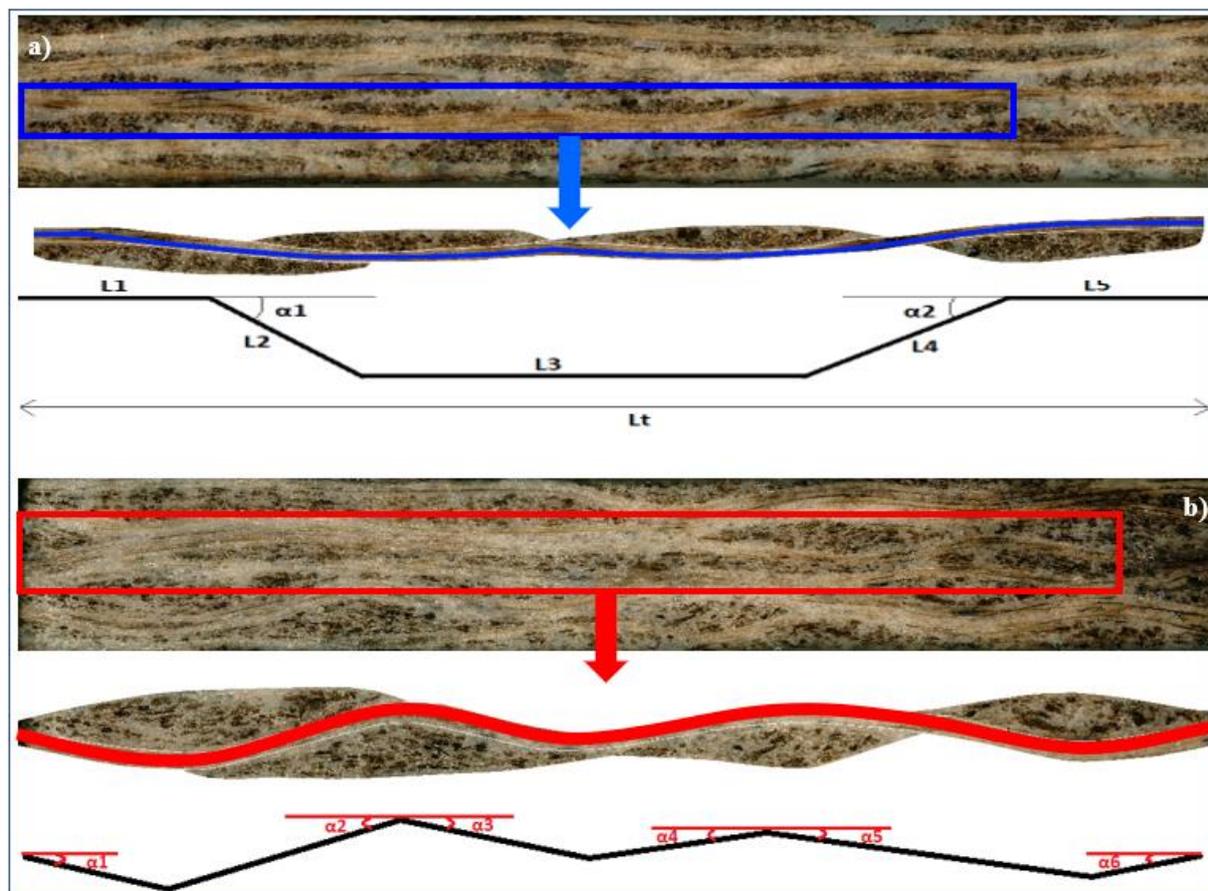


Figure III.13. Schéma du composite lin/PP sergé 2/2. a) Thermocompression, b) Sous vide.

Pour les zones où le toron est horizontal nous avons considéré que le module est égal au module maximal obtenu sous une pression de 40 bars, tandis que le module des zones où le toron est incliné est calculé en fonction de l'angle α grâce à l'équation III.1 :

$$E_{\alpha} = 1 / \left(\frac{c^4}{E_x} + \left(\frac{1}{G_{xy}} - \frac{2\nu_{yx}}{E_x} \right) * c^4 * s^4 + \frac{s^4}{E_y} \right) \quad (\text{Eq. III.1})$$

avec

$$\begin{array}{llll} c = \cos(\alpha) & \nu_{yx} = 0,2 & E_x = 16,59 \text{ GPa} & E(40\text{bars}) = 14,1 \text{ GPa} \\ s = \sin(\alpha) & G_{xy} = 1,12 \text{ GPa} & E_y = 1,69 \text{ GPa} & \end{array}$$

Les images présentées en figure III.14 ont été analysées afin de mesurer les angles moyens de déviation des filaments par rapport à un alignement parfait.

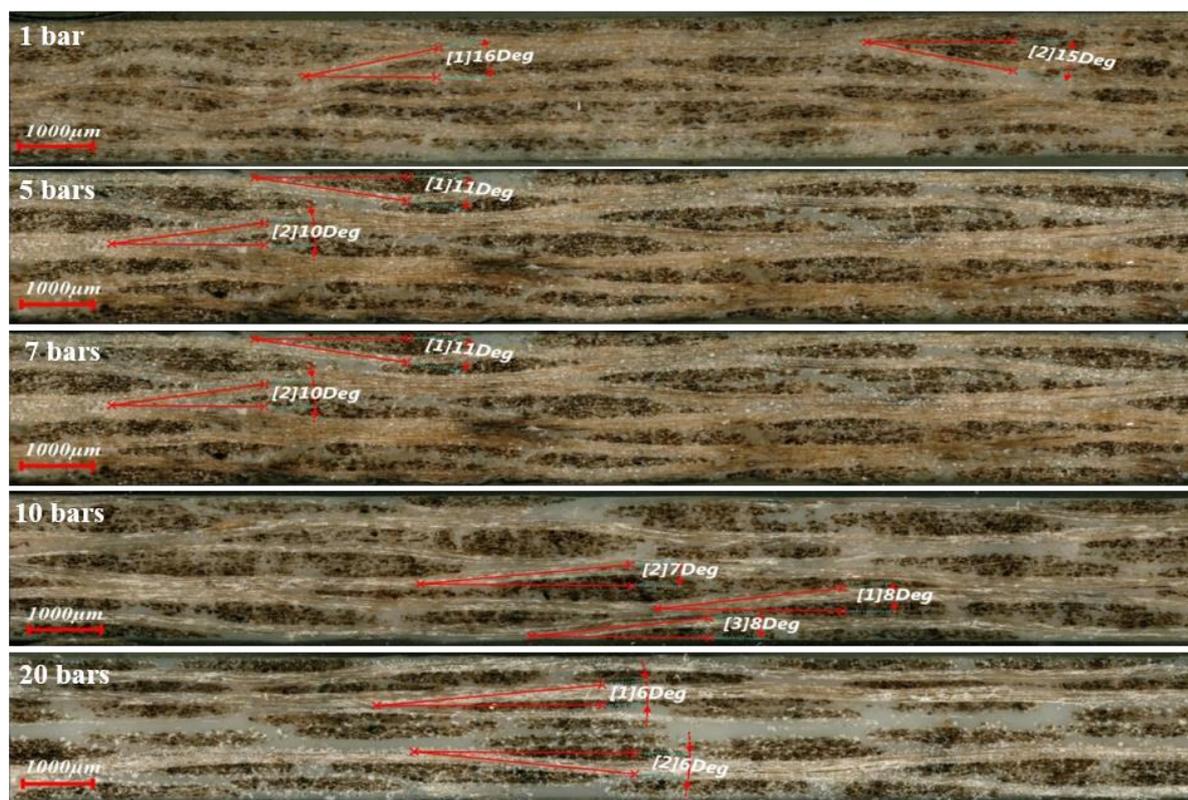


Figure III.14. Angles mesurés pour différentes pressions.

Ces résultats sont présentés dans le tableau III.5.

Tableau III.5. Récapitulatif des angles mesurés selon différentes pressions.

Sens	Angle	SV	1 bar	5 bars	7 bars	10 bars	20 bars
Chaîne	α_1	11	16	12	10	9	6
	α_2	16	15	11	9	8	6
	α_3	13					
	α_4	12					
	α_5	13					
	α_6	18					
Trame	α_1	18	17	14	11	9	4
	α_2	16	16	13	10	7	3
	α_3	17					
	α_4	15					
	α_5	16					
	α_6	18					

Les résultats des modules en fonction de l'angle α sont résumés dans le tableau III.6.

Tableau III. 6 : Module en fonction de a pour différentes pressions (en GPa).

Sens	Module	SV	1 bar	5 bars	7 bars	10 bars	20 bars
Chaîne	E (α_1)	11,5	8,6	10,8	12,1	12,8	14,6
	E (α_2)	8,65	9,1	11,5	12,8	13,4	14,6
	E (α_3)	10,3					
	E (α_4)	10,8					
	E (α_5)	10,3					
	E (α_6)	7,7					
Trame	E (α_1)	7,7	8,2	9,8	11,5	12,8	15,7
	E (α_2)	8,6	8,6	10,3	12,1	14,1	16,1
	E (α_3)	8,2					
	E (α_4)	9,1					
	E (α_5)	8,6					
	E (α_6)	7,7					

La raideur de la zone considérée est calculée en faisant l'approximation de ressorts en série pour les zones horizontales et inclinées. On utilise ainsi l'équation III.2 :

$$\frac{L_t}{E_{eq}} = \frac{L_1 + L_3 + L_5}{E_{40}} + \frac{L_2}{E_{\alpha_1}} + \frac{L_4}{E_{\alpha_2}} \quad (Eq. III.2)$$

où L_t est la longueur totale, L_1 , L_3 et L_5 les longueurs des parties horizontales, L_2 et L_4 les longueurs des parties inclinées, E_{40} le module maximal obtenu pour une pression de 40 bars. Là encore, les différentes longueurs ont été mesurées sur l'ensemble des micrographies.

Le tableau III.7 rassemble les modules mesurés expérimentalement et les modules estimés en utilisant la méthode présentée, et ceci pour les directions chaîne et trame.

Tableau III.7. Modules en traction calculés avec les modèles micromécaniques et expérimentaux dans la direction de la chaîne et de la trame.

Direction	Module (GPa)	SV	1 bar	5 bars	7 bars	10 bars	20 bars
Chaîne	Modèle ressort	9,8	10,9	12,2	12,9	13,5	14,2
	Exp.	8,8	10	12	12,5	12,5	13,8
	Erreur	1	0,9	0,2	0,4	1	0,6
Trame	Modèle ressort	8,3	10,3	11,2	11,9	12,4	12,7
	Exp.	6,4	8,8	10,5	11,2	11,4	12,2
	Erreur	1,9	1,5	0,7	0,7	1	0,5

L'approche analytique permet de rendre compte de façon satisfaisante de la relation entre l'amplitude des ondulations et les propriétés mécaniques. La comparaison des résultats expérimentaux avec ceux fournis par l'approche analytique montre que le modèle permet même d'approcher les valeurs mesurées expérimentalement avec une bonne précision. Néanmoins le recours à une caractérisation géométrique plus fine du tissu et l'emploi d'un modèle plus raffiné prenant en compte l'évolution continue de l'angle des torons longitudinaux et l'effet des torons transversaux constituent des perspectives qu'il serait nécessaire d'explorer.

III.1.4. Influence du temps de maintien sur les propriétés mécaniques

L'objectif de cette partie est d'analyser l'effet du temps de maintien de la thermocompression sur le comportement mécanique et les propriétés mécaniques du composite lin/polypropylène dans le sens chaîne et trame. Pour cela, nous avons utilisé quatre valeurs de temps de maintien : 60 s, 120 s, 180 s et 300 s, tout en maintenant une pression de maintien constante de 5 bars et une température de 200 °C.

La figure III.15 présente l'influence du temps de maintien sur l'allure des courbes de traction dans les sens chaîne et trame.

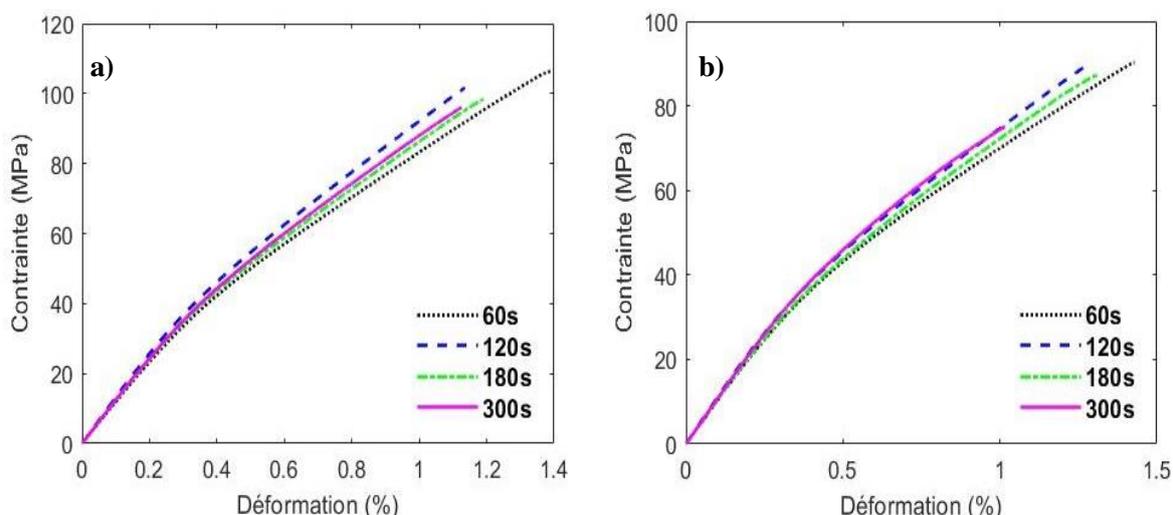


Figure III.15. Influence du temps de maintien (pour une pression de 5 bars) sur le comportement en traction du Lin/PP sergé 2/2. a) sens chaîne, b) sens trame.

L'ensemble des courbes présentent un comportement bilinéaire. Malgré les variations du temps de maintien pour une thermocompression à 5 bars (figure III.15), les courbes contrainte-déformation obtenues pour chaque temps de maintien étaient similaires, ce qui indique que le temps de maintien n'a pas provoqué de variations notables dans le comportement mécanique du composite lin/polypropylène.

Le tableau III.8 montre les propriétés mécaniques du composite lin/polypropylène dans le sens chaîne et trame pour 4 valeurs différentes du temps de maintien.

Tableau III.8. Propriétés en traction du Lin/PP pour différentes valeurs de temps de maintien.

Temps (s)	Pression (bar)	Sens chaîne				Sens trame			
		E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ (%)	E_1 (GPa)	E_2 (GPa)	σ_{max} (MPa)	ϵ (%)
60	5	12,3±0,2	6,9±0,2	112±4	1,41±0,02	10,1±0,3	5,4±0,1	91±3	1,40±0,02
120	5	12,5±0,6	7,1±0,4	98±4	1,14±0,09	10,8±0,1	5,7±0,1	89±4	1,32±0,06
180	5	12,0±0,4	6,9±0,3	98±6	1,12±0,08	10,5±0,4	5,6±0,2	82±3	1,22±0,09
300	5	12,6±0,2	7,2±0,1	96±3	1,13±0,04	10,8±0,2	5,5±0,4	73±4	1,04±0,03

Les résultats obtenus révèlent que le temps de maintien n'a pas montré d'influence significative sur les propriétés mécaniques du composite lin/polypropylène (figure III.16).

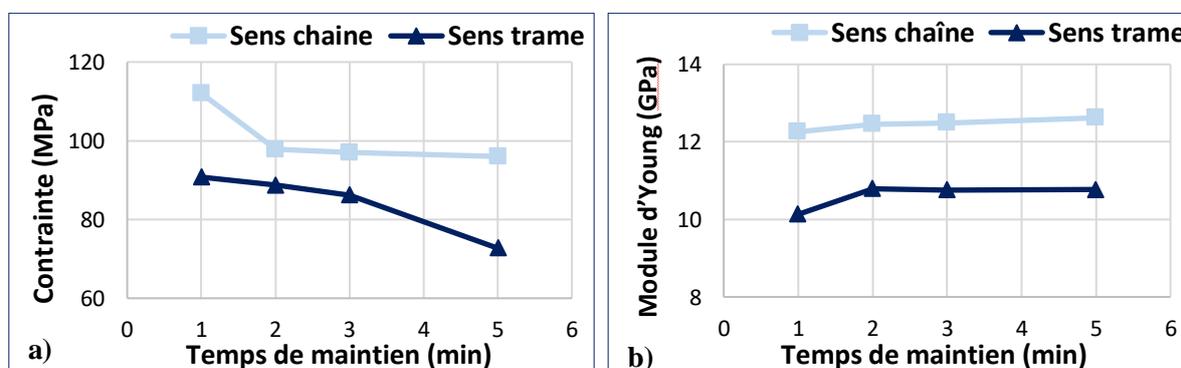


Figure III.16. Influence du temps de maintien sur a) la contrainte à la rupture, b) le module d'Young du Lin/PP sergé 2/2.

III.2. Fabrication des stratifiés isotropes et homogènes

Comme expliqué dans le chapitre II, le présent travail fait partie d'une étude dédiée à l'assemblage par soudage par ultrasons. On souhaite plus précisément connaître l'influence de l'orientation des fibres à l'interface soudée. Pour cela il est intéressant d'utiliser des stratifications conduisant à des propriétés élastiques isotropes, qui permettent de découpler les effets locaux et globaux dans de tels assemblages. Théoriquement, pour un tissu parfaitement équilibré, une séquence du type [0/45/45/0/45/0/0/45] permet d'obtenir ce comportement. Il se traduit par des propriétés identiques en membrane et en flexion, et une absence de couplage. L'objectif de cette partie est donc de vérifier la bonne obtention de ces propriétés.

III.2.1. Effet de la pression de consolidation sur les stratifiés [0/45/45/0/45/0/0/45]

Les éprouvettes de traction ont été découpées dans les plaques [0/45/45/0/45/0/0/45] selon les directions -45° , 0° , $22,5^\circ$, 45° et 90° . Les courbes contrainte/déformation obtenues en traction pour une fabrication sous vide et par thermocompression sont présentées sur la figure III.17.

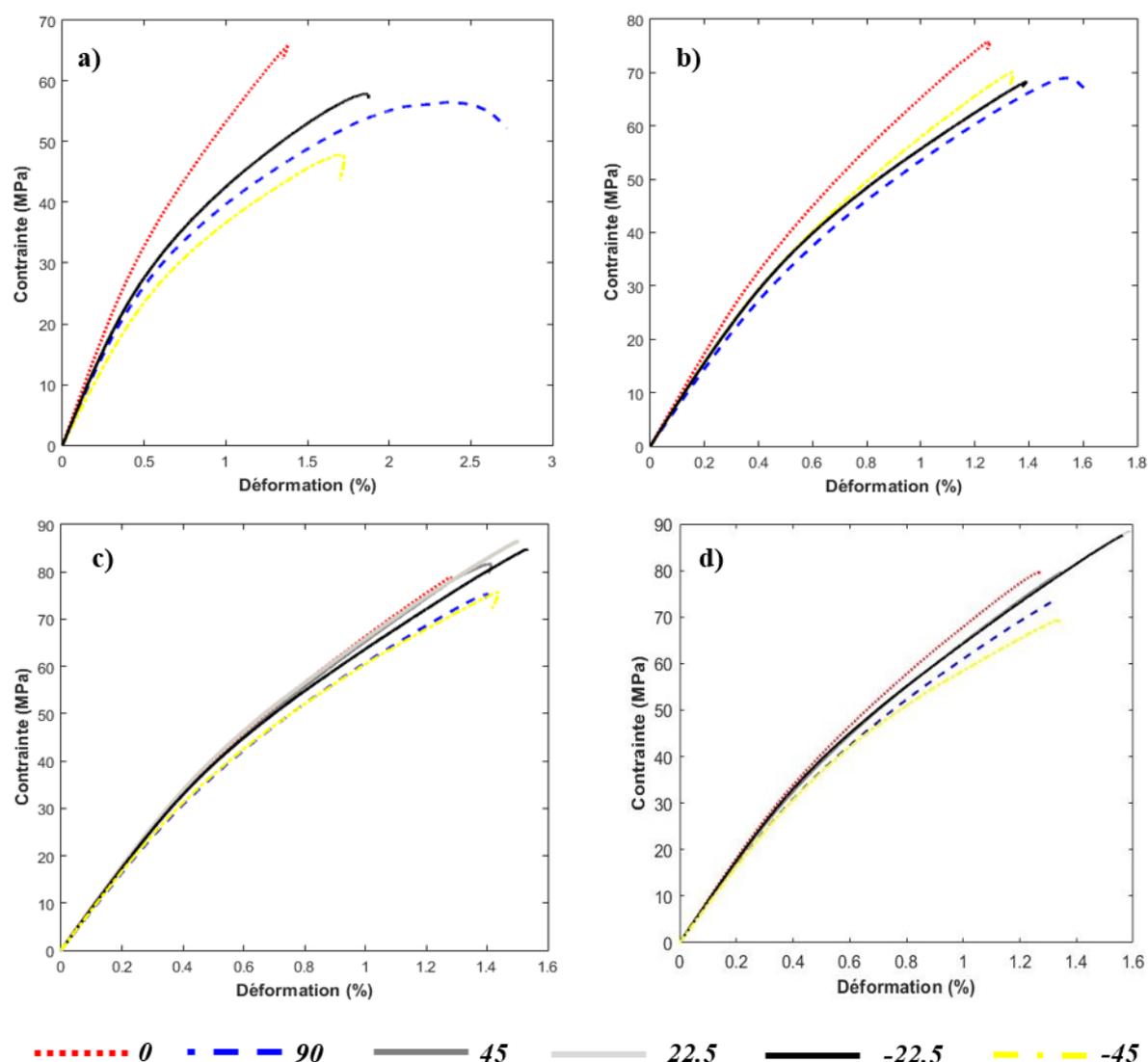


Figure III.17. Effet du procédé de fabrication et de la pression sur le comportement mécanique des stratifiés [0/45/45/0/45/0/0/45]. a) SV, b) TC_1bar, c) TC-5bars et d) TC-7bars.

Pour la fabrication sous vide, les courbes sont légèrement dispersées, alors que pour les composites fabriqués par thermocompression, le passage d'une fabrication de 1 bar à 7 bars permet d'observer un comportement à peu près similaire pour toutes les directions.

Les résultats des tests de modules E_1 et E_2 sont présentés dans la figure III.18, illustrant les variations observées pour les stratifiés de séquence d'empilement [0/45/45/0/45/0/0/45] de composite lin/polypropylène en fonction des procédés de fabrication et des pressions de thermocompression utilisées.

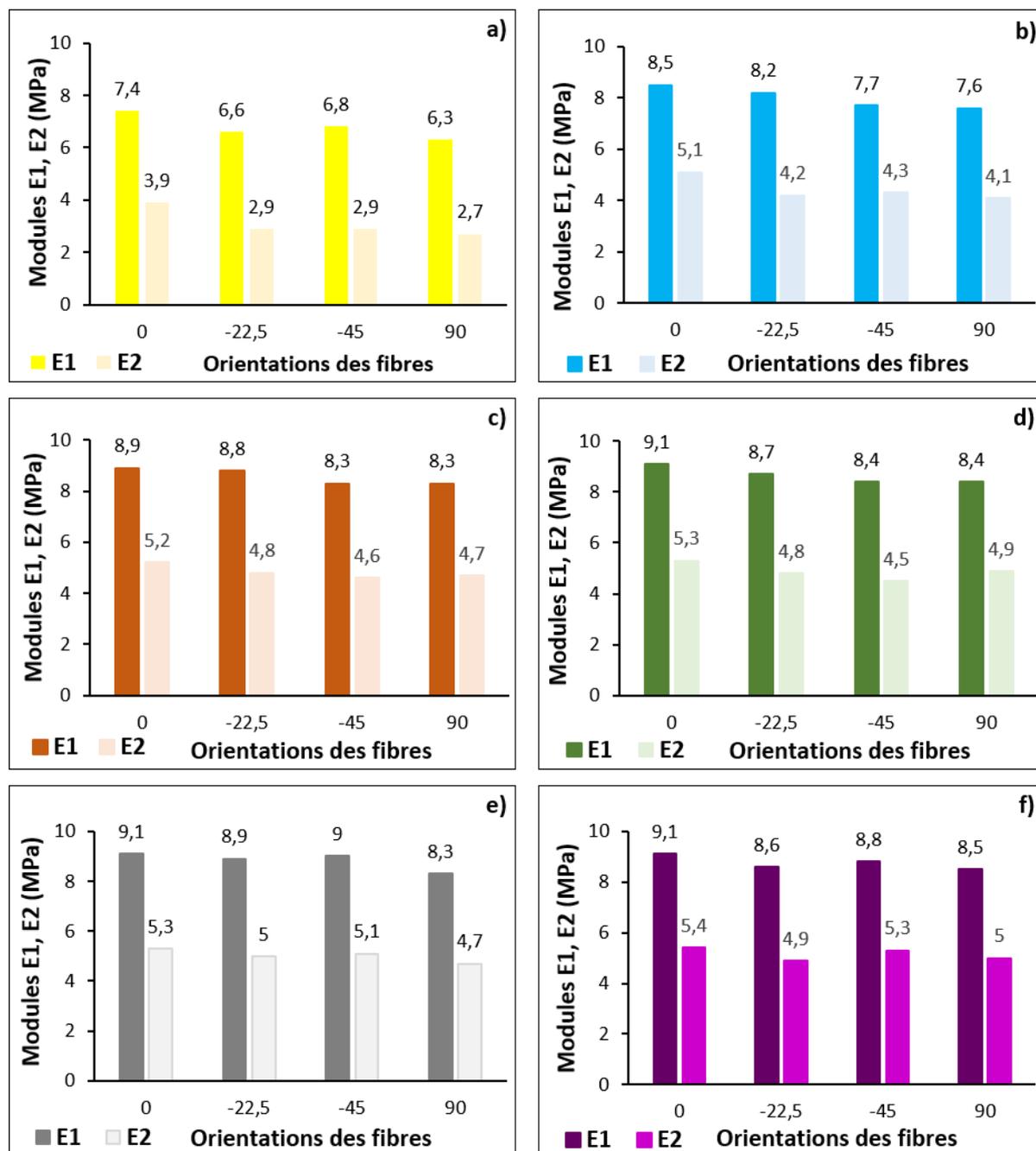


Figure III.18 : Effet du procédé de fabrication et de la pression sur les modules E_1 et E_2 des stratifiés [0/45/45/0/45/0/0/45]. a) SV, b) TC_1bar, c) TC-5bars, d) TC-7bars, e) TC-10bars et f) TC-20bars.

Les résultats de l'étude révèlent des variations significatives des modules E_1 et E_2 des stratifiés de séquence d'empilement [0/45/45/0/45/0/0/45] de composite lin/polypropylène en fonction des procédés de fabrication et des pressions de thermocompression appliquées.

Tout d'abord, en comparant les composites obtenus par les procédés de fabrication sous vide et de thermocompression, on observe une nette augmentation de la rigidité des composites fabriqués par thermocompression. Cette observation est cohérente avec des études antérieures qui ont démontré que la thermocompression permet une meilleure consolidation des fibres de lin et de la matrice de polypropylène, conduisant ainsi à une structure composite plus homogène et à une meilleure transmission des charges.

De plus, l'effet de la pression de thermocompression sur les propriétés mécaniques des composites a été évalué. Les résultats indiquent que les modules E_1 et E_2 deviennent plus stables à partir d'une pression minimale de 3 bars et jusqu'à 20 bars. Cette stabilisation des propriétés peut être attribuée à l'application de pression qui favorise une meilleure intégration entre les fibres de lin et la matrice de polypropylène. En augmentant la pression, les fibres sont mieux imprégnées par la matrice, ce qui réduit les zones de faiblesse et augmente la résistance globale du composite.

III.2.2. Représentation polaire des propriétés

Pour la suite de l'étude, c'est le procédé de thermocompression avec une pression de 5 bars et un temps de maintien de 3 minutes qui a été retenu. L'identification du comportement du matériau fabriqué dans ces conditions a été complétée afin d'obtenir toutes ses propriétés mécaniques dans le plan. Le tableau III.9 récapitule les propriétés du pli élémentaire qui ont été retenues pour les calculs de stratifiés.

Tableau III.9. Propriétés mécaniques du pli tissu obtenu par thermocompression à 5 bars.

	Chaîne	Trame
E_1 (GPa)	12,0	10,5
E_2 (GPa)	6,9	5,6
σ_{\max} (MPa)	89	82
ε (%)	1,12	1,27
G_{12} (GPa)	1,1	
ν_{12}	0,2	

On constate donc que le comportement du pli élémentaire utilisé n'est pas parfaitement équilibré (i.e. les modules dans les sens chaîne et trame ne sont pas égaux). La séquence utilisée conduira bien à un comportement homogène et sans couplage, en satisfaisant donc l'équations (II.14), mais ne garantira pas l'isotropie du comportement. La représentation des modules théoriques de membrane et de flexion en coordonnées polaires ne conduit donc pas à des cercles, mais à des ellipses parfaitement superposées. Le diagramme polaire des modules du pli élémentaire de tissu (module obtenu selon la direction de sollicitation), ainsi que celui de la séquence [0/45/45/0/45/0/0/45] sont présentés figure III.19.

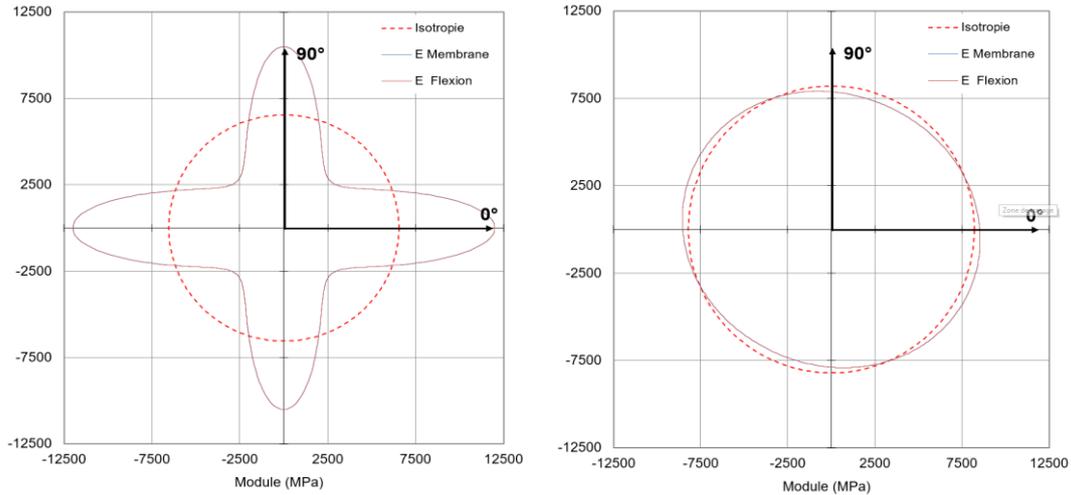


Figure III.19 : Diagrammes polaires du tissu dans ses axes (a) et de la séquence [0/45/45/0/45/0/0/45] prévus par la théorie des stratifiés (b).

Des essais de traction et de flexion ont été menés suivant plusieurs directions afin de vérifier expérimentalement les résultats prévus par la théorie classique des stratifiés, d'une part les propriétés d'isotropie, et d'autre part les propriétés d'homogénéité du comportement ainsi que l'absence de couplages.

Les courbes contrainte/déformation en traction et force/déplacement en flexion sont présentées sur la figure III.120. Les angles indiqués sont mesurés par rapport au sens chaîne des plis à 0° de la séquence d'empilement. Le comportement bilinéaire observé pour les plis élémentaires est toujours présent dans le stratifié, mais il est néanmoins moins marqué dans la séquence [0/45/45/0/45/0/0/45] en raison de la présence de fibres à 45° dans l'empilement. Il est intéressant de remarquer que ce comportement bilinéaire est de même nature pour toutes les directions de sollicitation.

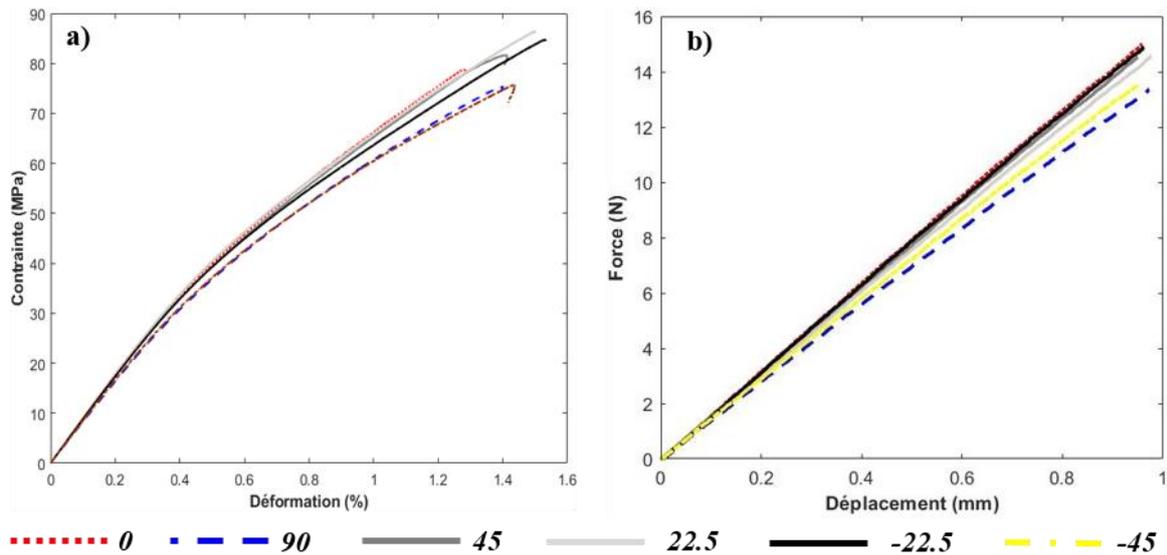


Figure III.20 : Comportement mécanique des stratifiés [0/45/45/0/45/0/0/45] en a) traction, b) flexion.

Les modules mesurés expérimentalement sont reportés en coordonnées polaires sur la figure III.21. Les ellipses bleue et jaune représentent les modules théoriques de traction et de flexion, respectivement, tels que prédits par la théorie des stratifiés. Le cercle en traits interrompus représente le cas idéal de l'isotropie. Les carrés et les triangles correspondent aux valeurs expérimentales des modules de traction (en membrane) et de flexion, respectivement.

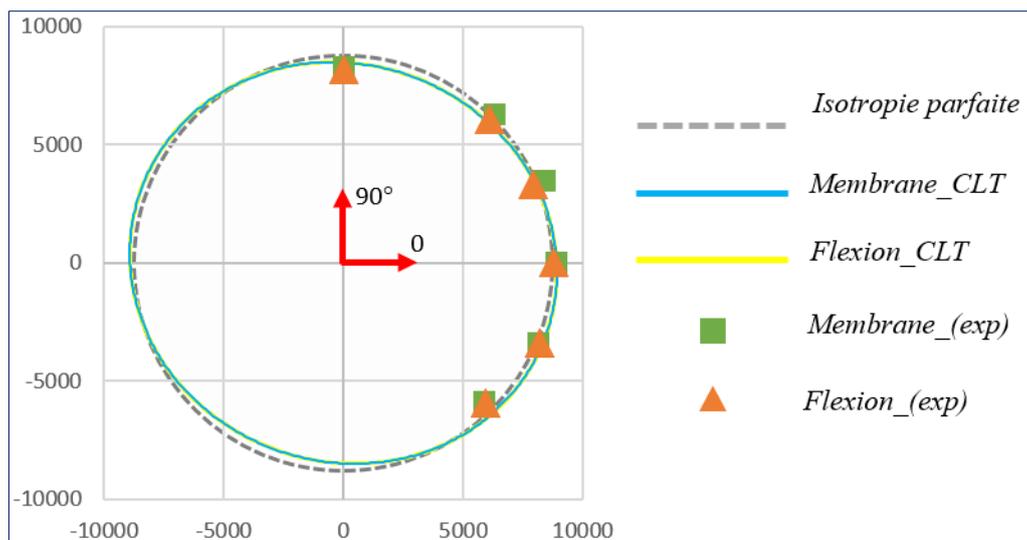


Figure III.21: Représentation polaire des modules expérimentaux et théoriques de la séquence 0/45/45/0/45/0/0/45 en coordonnées polaires. Modules en MPa.

Les résultats expérimentaux sont en bon accord avec la théorie. La séquence présente une légère anisotropie (forme elliptique) et une bonne homogénéité. Du fait du déséquilibre du pli élémentaire de tissu, nous n’obtenons donc pas le comportement totalement isotrope nécessaire à l’étude de l’effet des orientations de fibres. La théorie des stratifiés donne, en prenant pour références les paramètres élastiques du pli identifiés précédemment, un module à 0° de 8530 MPa et de 7880 MPa à 90°. Le maximum est de 8670 MPa pour -22° et le minimum de 7750 MPa pour 68°. La relation entre raideur en flexion et contrainte maximale dans le joint étant linéaire, cette différence de 10% est assez significative pour perturber l’étude de l’orientation locale des plis. Nous allons donc dans un deuxième temps chercher à optimiser la séquence d’empilement de façon à approcher ce comportement idéal. Cette recherche est intéressante pour la présente étude, mais permettrait également de proposer une stratification très simple d’emploi dans le cadre de la conception de structures. En effet le concepteur n’aurait pas à se préoccuper des effets d’anisotropie et pourrait aborder le stratifié comme un matériau « classique ». Ceci offrirait un certain nombre d’avantages, en permettant notamment d’utiliser des modèles simples pour le dimensionnement par éléments finis.

III.2.3. Optimisation des séquences d’empilement

L’objectif est maintenant de chercher une séquence améliorant l’isotropie, en conservant toutefois 8 plis. L’isotropie en membrane s’obtient tout naturellement en utilisant un nombre égal de plis orientés dans les quatre directions soit 2 plis de chaque orientation 0, 90, 45 et -45°. Le comportement en membrane (matrice [A]) n’est pas affecté par la répartition de ces plis dans l’épaisseur. En revanche les matrices [D] et [B] vont en dépendre fortement. Il s’agit donc de répartir ces plis de façon à maximiser l’isotropie en flexion tout en limitant l’intensité des couplages membrane-. Si ces derniers sont inévitables, on peut estimer que leur influence sera plus ou moins négligeable sur le comportement global à condition que les termes de la matrice [B] restent faibles.

L’approche retenue pour minimiser l’anisotropie en flexion est décrite dans [179]. On définit la matrice équivalente $[\bar{D}]$:

$$[\bar{D}] = \begin{bmatrix} \bar{D}_{11} & \bar{D}_{12} & 0 \\ \bar{D}_{12} & \bar{D}_{11} & 0 \\ 0 & 0 & \bar{D}_{66} \end{bmatrix} \quad (Eq. III.3)$$

Les différents termes étant obtenus par :

$$\bar{D}_{11} = \frac{3D_{11}+3D_{22}+2D_{12}+4D_{66}}{8} \tag{Eq. III.4}$$

$$\bar{D}_{12} = \frac{D_{11}+D_{22}+6D_{12}-4D_{66}}{8} \tag{Eq. III.5}$$

$$\bar{D}_{66} = \frac{D_{11}+D_{22}-2D_{12}-4D_{66}}{8} \tag{Eq. III.6}$$

qu'on peut aussi écrire :

$$\bar{D}_{11} = \frac{h^3}{12} U_1; \bar{D}_{12} = \frac{h^3}{12} U_4; \bar{D}_{66} = \frac{h^3}{12} U_5 \tag{Eq. III.7}$$

en utilisant les paramètres de Tsai et Pagano [180].

Trouver la séquence maximisant l'isotropie en flexion revient à résoudre le problème aux valeurs propres suivant :

$$(D - \lambda \bar{D})\kappa = 0 \tag{Eq. III.8}$$

où les valeurs propres λ_i fournissent une estimation de la distance dans l'espace des raideurs entre la matrice $[D]$ et la matrice isotrope correspondante $[\bar{D}]$. Ainsi, l'isotropie en flexion est atteinte lorsque la valeur propre minimum est égale à 1.

Dans le cas présent, on recherchera les séquences permettant d'approcher cette valeur de 1, tout en maintenant les termes B_{ij} à des valeurs faibles. Cette recherche a été effectuée à l'aide du logiciel LS-OPT [181] en calculant les écarts à l'isotropie de la matrice D pour toutes les combinaisons de séquence réalisées à partir des angles 0, 45, -45 et 90°. Les calculs nécessaires sont effectués à l'aide d'un script Matlab couplé à LS-OPT. Le nombre de combinaisons de départ est donc de $4^8 = 65536$ (huit emplacements pouvant prendre quatre valeurs chacun), mais on peut le réduire en partant de la séquence [0/45/45/0/45/0/0/45] et en permettant uniquement des rotations de 90° pour chaque pli. On arrive à un nombre total de combinaisons de $2^8 = 256$. Certaines des séquences obtenues ne comporteront pas un nombre égal des différentes orientations et ne donneront donc pas l'isotropie de membrane. Nous les écarterons dans un premier temps.

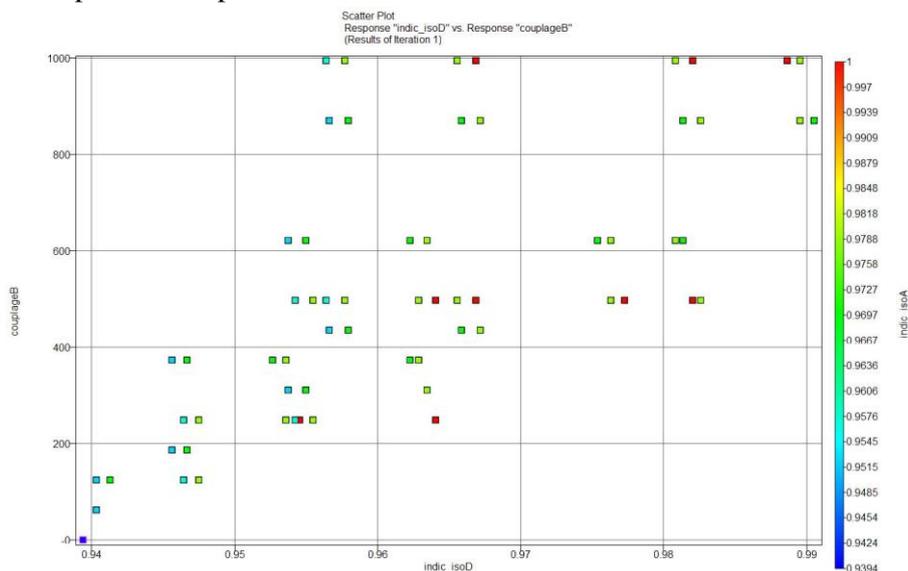


Figure III.22 : Séquences obtenues (isotropie en flexion en abscisse et couplage maxi en ordonnée).

Les valeurs obtenues sont présentées sur la figure III.22 avec le degré d'isotropie de flexion en abscisse et la valeur maximale des termes de couplage en ordonnées. La couleur correspond au degré d'isotropie en membrane, donc seuls les points de couleur rouge (isotropie de membrane égale à 1) sont

à prendre en compte. Le point en haut à droite correspond au meilleur compromis entre l'isotropie en flexion et le couplage. Il correspond à la séquence [0/-45/-45/0/45/90/90/45] qui conduit à un degré d'isotropie de 0,989 et à un terme B_{ij} max de 995 N.

Le diagramme polaire de cette séquence est présenté sur la figure III.23.

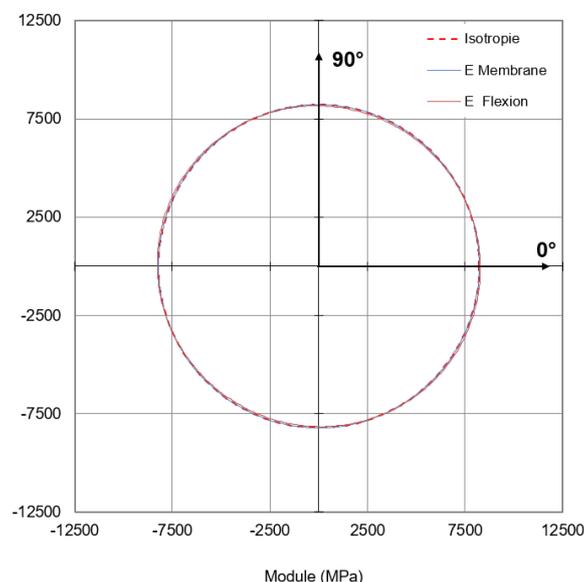


Figure III.23 : Diagramme polaire de la séquence « optimisée » [0/-45/-45/0/45/90/90/45].

On peut remarquer que la séquence [0/45/45/0/45/0/0/45] sans couplage se trouve en bas à gauche de la figure III.23 avec un degré d'isotropie de flexion de 0,939.

Si on libère maintenant la contrainte sur l'isotropie en membrane, on peut trouver sur la même figure III.23 le degré maximal d'isotropie en flexion atteignable, représenté par le point le plus à droite. Il s'agit de séquences de type [90/45/45/0/45/0/0/-45] conduisant à une isotropie en flexion de 0,99 et une isotropie en membrane de 0,969, pour un terme B_{ij} max de 870 N. Ce compromis est donc moins intéressant que le précédent.

Ces deux séquences « optimisées » ont été fabriquées par thermocompression à 5 bars afin d'être caractérisées mécaniquement. La première est appelée ISO_M et la seconde ISO_F. La figure III.24 présente les courbes contrainte/déformation en traction et force/déplacement en flexion pour chacune de ces séquences.

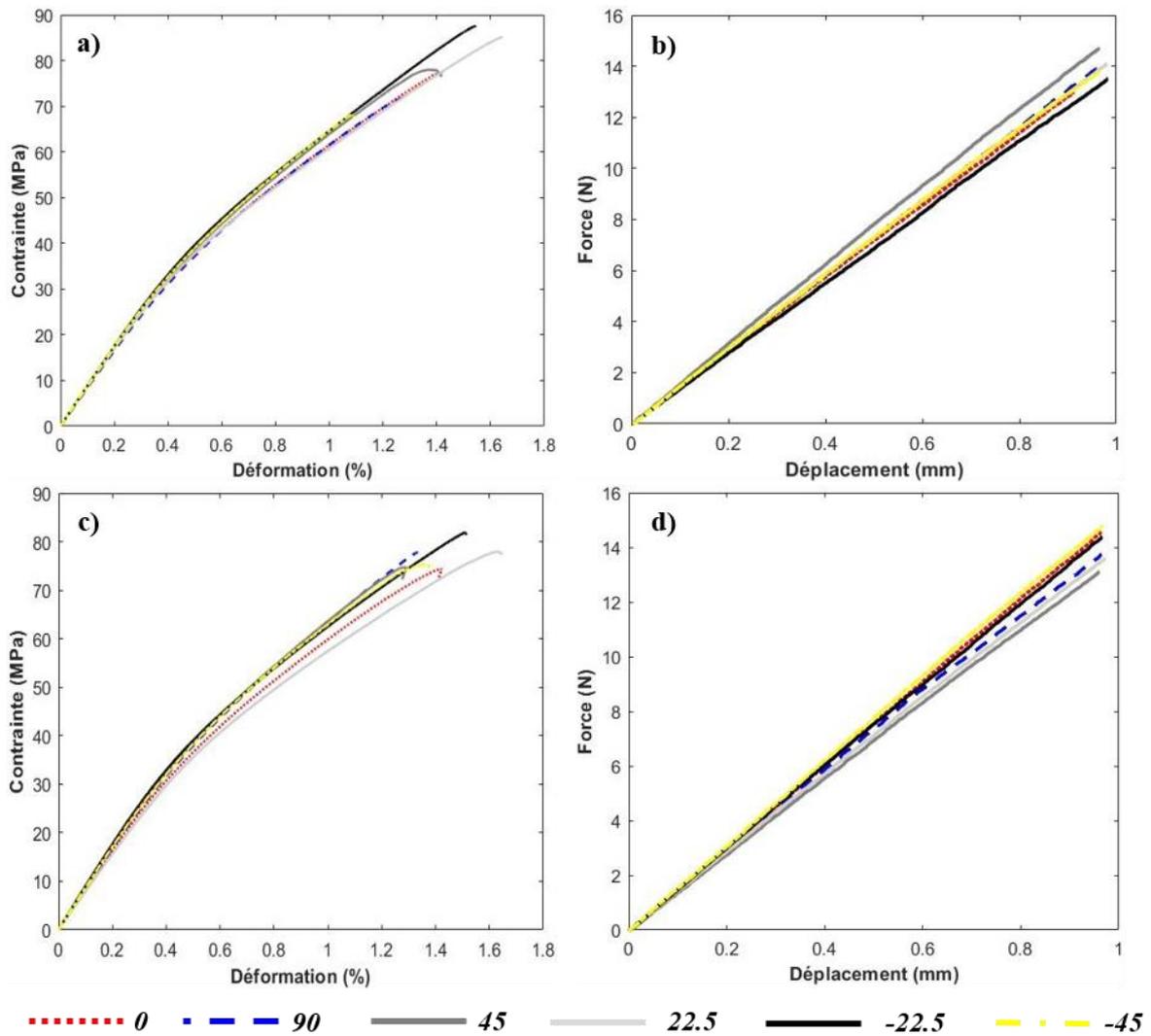


Figure III.24 : Comportement mécanique des stratifiés a-b) ISO_M et c-d) ISO_F en. a,c) traction, b,d) flexion.

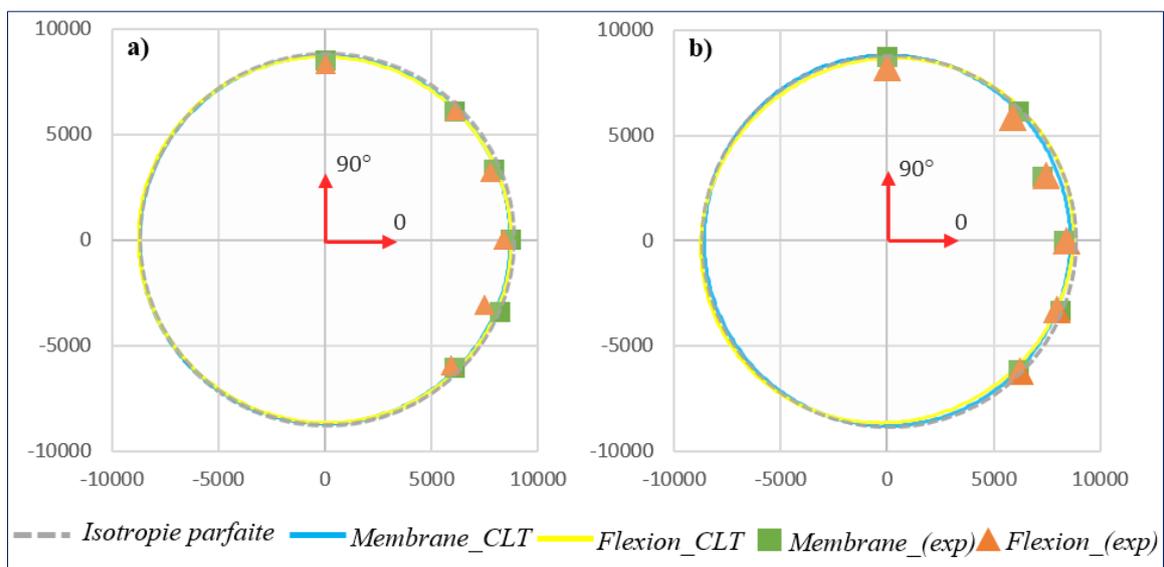


Figure III.25 : Représentation polaire en MPa des modules mesurés (traction/flexion) et de la prédiction de la théorie des stratifiés pour les séquences d'empilement optimisées. a) ISO_M, b) ISO_F.

La représentation polaire de la figure III.25 permet de comparer les modules mesurés à la prédiction théorique.

Les essais réalisés pour les deux séquences d'empilement donnent des résultats très proches des cercles qui représentent les modules théoriques. Par la suite, la séquence ISO_M sera retenue pour l'étude de l'influence de l'orientation des fibres présentée au chapitre VI.

Il faut tout de même souligner que cette optimisation a été réalisée au prix de l'apparition de couplages membrane-flexion. Ces valeurs des termes B_{ij} restent faibles et n'ont pas provoqué de déplacements parasites observables lors des essais de traction et de flexion. Il est probable que ces couplages ne perturberont pas les mesures sur joints soudés, mais leur présence ne devra pas être oubliée lors de l'interprétation des résultats.

III.3. Conclusion du chapitre III

L'objectif de ce chapitre est d'étudier les effets des principaux paramètres de fabrication, particulièrement la température, la pression et le temps de maintien.

Dans un premier temps, un bio-composite tissu en lin/polypropylène sergé 2/2 à fibres comêlées a été élaboré par consolidation sous vide et par thermocompression avec différentes valeurs de pression et de temps de maintien. Les résultats des essais de traction montrent que la pression appliquée lors de la thermocompression est le facteur le plus influant sur la résistance, le module d'Young et l'allongement du matériau en traction. L'influence des paramètres de fabrication sur la bilinéarité du comportement, et notamment le rapport entre les modules E_1 et E_2 du composite, est également décrite. La température retenue pour le procédé de fabrication a été limitée à 200 °C pour éviter une dégradation des fibres de lin. Néanmoins, c'est à cette température qu'on a pu obtenir les propriétés mécaniques les plus élevées. On constate également que le temps de maintien a un faible impact sur les lesdites propriétés. Des observations de la microstructure par microscopie optique et microscopie électronique à balayage permettent notamment de mettre en évidence la présence ou non de porosités et également d'expliquer l'effet important de la pression sur les propriétés mécaniques. En effet, l'application d'une pression provoque un aplatissement du tissu et donc la réduction de l'amplitude des ondulations des fils de chaîne et trame. Cet alignement des fils peut expliquer partiellement l'augmentation des modules.

Dans un deuxième temps, des séquences isotropes et homogènes ont été élaborées en utilisant les paramètres optimisés déterminés dans la première partie du travail. Des essais de traction et de flexion menés suivant plusieurs directions permettent de vérifier expérimentalement, d'une part l'isotropie, et d'autre part l'homogénéité du comportement ainsi que l'absence de couplages. Ces résultats permettent de confirmer que les prédictions de la théorie classique des stratifiés s'appliquent bien à ce type de matériau pour leur comportement élastique initial, et montrent en outre que le comportement jusqu'à rupture reste globalement identique quelle que soit la direction de traction considérée.

Chapitre IV

Optimisation des paramètres de soudage par la méthode des plans d'expériences

Ce chapitre a pour objectif de proposer une démarche méthodique pour évaluer les effets des paramètres de soudage sur la qualité des soudures de composites lin/PP, en se focalisant sur les modes temps et énergie. Nous commençons par décrire le plan d'expériences élaboré spécifiquement pour étudier l'influence des paramètres de soudage en mode temps. Nous détaillons ensuite le plan factoriel complet utilisé pour mener les essais.

Par la suite, nous procédons à une analyse graphique des résultats, en traçant les effets moyens des facteurs et les graphes des interactions. Une analyse de la variance est ensuite réalisée afin d'évaluer la significativité des facteurs. Enfin, nous utilisons la méthode de régression multilinéaire pour modéliser la relation entre les paramètres de soudage et la résistance de rupture, en présentant les résultats de la régression, les surfaces de réponse obtenues, ainsi que la validation du modèle.

Dans la seconde partie du chapitre, nous nous concentrons sur la planification des expériences pour le soudage en mode énergie. Nous exposons les choix effectués en ce qui concerne les facteurs et le domaine expérimental. Ensuite, nous présentons les graphes des effets et des interactions des paramètres, permettant de visualiser leur impact sur la résistance des soudures. Une analyse de la variance est réalisée pour évaluer l'importance relative des facteurs et des interactions.

Nous utilisons également la méthode de RML (régression linéaire multiple) pour obtenir les résultats correspondants à la régression, notamment les graphiques de contour qui permettent d'explorer les réponses en fonction des paramètres. La validation du modèle est ensuite effectuée pour évaluer sa fiabilité et sa cohérence avec les données expérimentales. Enfin, nous identifions les conditions de soudage optimales en mode énergie, permettant d'atteindre une résistance de rupture maximale.

IV.1. Plan d'expériences pour un soudage en mode temps

IV.1.1. Choix du domaine expérimental et des réponses

La délimitation du domaine d'étude est étroitement liée aux connaissances préliminaires sur le phénomène physique étudié ainsi qu'aux objectifs de l'expérimentation. Le choix du domaine d'étude est également contraint par des combinaisons de niveaux impossibles et doit prendre en compte la minimisation des coûts expérimentaux.

Nous définissons le domaine d'étude et de validité de notre expérience en fixant les limites possibles de variation des facteurs. Il est important de souligner que les résultats de notre étude ne seront valables que dans le domaine de variation des facteurs considérés.

Dans cette première partie, étant donné que notre objectif est d'étudier la qualité des soudures, nous avons sélectionné trois facteurs principaux qui ont une forte influence sur la qualité des joints soudés : A (temps de soudage en ms), B (amplitude en μm) et C (force de soudage en N). Ces paramètres ont été modifiés à trois niveaux différents, comme indiqué dans le tableau IV.1.

Tableau IV.1 : Choix des paramètres d'entrées.

Paramètres d'entrées		Modalités		
		-1	0	1
A	Temps de soudage (ms)	500	1000	1500
B	Amplitude (μm)	30	35	40
C	Force de soudage (N)	200	300	400

Les autres facteurs de ce plan d'expérience ont été fixés :

- Le temps de consolidation a été fixé à 2000 ms.
- La force de consolidation est équivalente à la force de soudage pour toutes les expériences réalisées.

La prochaine étape consiste à déterminer les réponses étudiées. Ces réponses correspondent aux mesures effectuées afin de déterminer les effets des facteurs sur le système étudié.

Dans cette étude, la réponse considérée est la résistance maximale des joints soudés en simple recouvrement (SLJ : Single-Lap-Joint).

IV.1.2. Plan factoriel complet

La construction d'un plan complet est relativement simple. Il consiste à faire varier le premier facteur sur tous ses niveaux tout en maintenant le deuxième facteur constant à une valeur, puis à copier le bloc obtenu sur tous les niveaux du deuxième facteur. Cette opération est répétée pour tous les niveaux du troisième facteur, et ainsi de suite.

Dans cette étude, étant donné que la durée d'une expérience est de 1 minute, nous avons choisi trois niveaux pour chacun des paramètres. Par conséquent, nous avons un plan expérimental à trois paramètres et trois niveaux, ce qui donne un plan complet de 27 essais ($27 = 3^3$). Le plan expérimental est synthétisé dans le tableau IV.2 ci-dessous. Il convient de noter que chaque paramètre possède trois niveaux, ce qui entraîne des effets non linéaires.

Tableau IV.2 : Plan factoriel complet 3³.

N° Expérience	Temps de soudage (ms)	Amplitude (μm)	Force de soudage (N)
1	-1	-1	-1
2	0	-1	-1
3	1	-1	-1
4	-1	0	-1
5	0	0	-1
6	1	0	-1
7	-1	1	-1
8	0	1	-1
9	1	1	-1
10	-1	-1	0
11	0	-1	0
12	1	-1	0
13	-1	0	0
14	0	0	0
15	1	0	0
16	-1	1	0
17	0	1	0
18	1	1	0
19	-1	-1	1
20	0	-1	1
21	1	-1	1
22	-1	0	1
23	0	0	1
24	1	0	1
25	-1	1	1
26	0	1	1
27	1	1	1

IV.1.3. Tableau des résultats des essais

La résistance à la rupture des échantillons de composites lin/PP soudés par ultrasons a été évaluée à l'aide d'un essai de cisaillement simple recouvrement. Dans le but d'étudier l'influence de trois paramètres critiques du soudage par ultrasons, à savoir le temps de soudage, l'amplitude et la force de soudage, sur la résistance à la rupture en cisaillement simple recouvrement, un plan d'expérience a été élaboré et les résultats ont été enregistrés dans le tableau IV.3. Chaque donnée expérimentale représente la moyenne de cinq échantillons. Le tableau fournit également des informations sur l'énergie ultrasonique fournie par la machine de soudage pour chaque condition de soudage.

Tableau IV.3 : Plan d'expérience expérimental avec les valeurs correspondantes de la résistance à la rupture et de l'énergie de soudage.

N° Expérience	Temps de soudage (ms)	Amplitude (μm)	Force de soudage (N)	Résistance à la rupture (N)	Ecart type	Energie (J)
1	500	30	200	2385	703	337
2	1000	30	200	2770	139	634
3	1500	30	200	2430	583	1076
4	500	35	200	2243	137	364
5	1000	35	200	2677	482	645
6	1500	35	200	3010	460	1100
7	500	40	200	2758	131	434
8	1000	40	200	3234	398	813
9	1500	40	200	2707	309	1290
10	500	30	300	2629	363	358
11	1000	30	300	3222	252	916
12	1500	30	300	2382	725	1310
13	500	35	300	2439	83	499
14	1000	35	300	2786	304	935
15	1500	35	300	1945	529	1457
16	500	40	300	2885	145	494
17	1000	40	300	2772	181	1291
18	1500	40	300	1460	565	1701
19	500	30	400	2560	176	435
20	1000	30	400	2590	149	1220
21	1500	30	400	1655	138	1630
22	500	35	400	3163	123	636
23	1000	35	400	2248	382	1354
24	1500	35	400	2114	137	1849
25	500	40	400	3489	113	840
26	1000	40	400	1696	572	1643
27	1500	40	400	958	371	2039

IV.1.4. Analyse graphique des résultats

IV.1.4.1. Tracé des effets moyens des facteurs

Les graphes des effets principaux permettent d'analyser l'influence d'un ou de plusieurs facteurs catégoriels sur une réponse continue. Ce type de graphique permet d'observer les différences entre les moyennes des niveaux d'un ou plusieurs facteurs, correspondant aux coefficients des termes linéaires du modèle mathématique. Lorsqu'il y a un effet principal, cela signifie que les différents niveaux d'un facteur ont un impact sur la réponse. Pour interpréter la ligne qui relie les moyennes, les règles suivantes s'appliquent :

- Si la ligne est horizontale (parallèle à l'axe des abscisses), cela indique l'absence d'effet principal. Les moyennes de réponse sont identiques pour tous les niveaux du facteur.
- Lorsque la ligne n'est pas horizontale, cela indique la présence d'un effet principal. Les moyennes de réponse diffèrent selon les niveaux du facteur. Plus la pente de la ligne est prononcée, plus l'effet principal est important.

Les graphiques présentés dans la figure IV.1 fournissent des informations sur l'impact de chaque facteur sur la réponse du plan d'expérience.

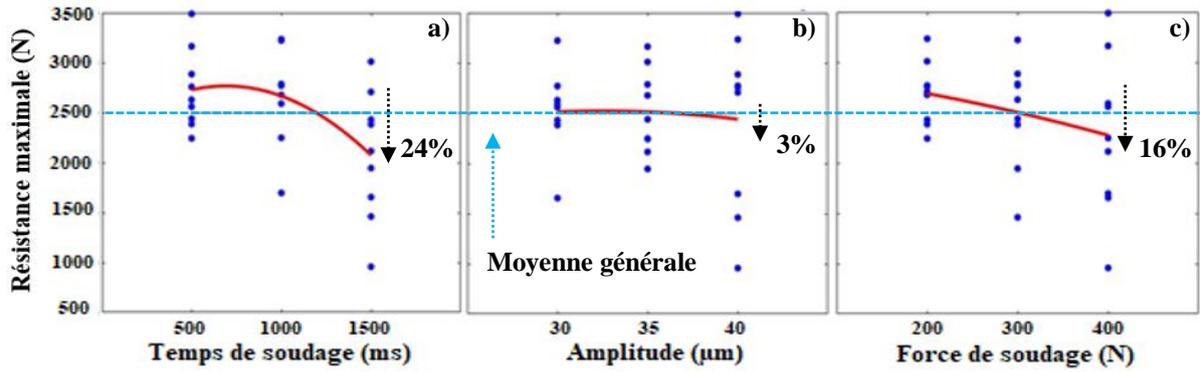


Figure IV.1 : Graphiques des effets moyens pour les trois facteurs (a) temps de soudage, (b) amplitude et (c) force de soudage.

Suite aux calculs effectués et aux graphiques tracés, il est notable que tous les facteurs ont un effet négatif lorsqu'ils augmentent. Le temps de soudage est le paramètre qui influence le plus la résistance à la rupture des joints soudés, car celle-ci diminue lorsque le temps de soudage augmente. En ce qui concerne le deuxième facteur, l'amplitude, son influence sur la résistance à la rupture est très faible. Enfin, il est remarqué que la force de soudage a un effet significatif sur la résistance à la rupture.

IV.1.4.2. Graphes des interactions

Le diagramme des interactions, illustré dans la figure IV.2, met en évidence les effets d'un facteur à des niveaux bas et haut d'un autre facteur. Pour interpréter ce diagramme, la réponse est représentée sur l'axe des ordonnées, tandis que les échelles des facteurs sont indiquées sur l'axe des abscisses. Si les droites des effets ne sont pas parallèles, cela indique la présence d'une interaction significative entre les facteurs. Il est important de souligner qu'un autre paramètre peut également avoir une influence significative sur l'étude, à savoir l'interaction entre les différents facteurs. Cette interaction peut amplifier ou diminuer les effets principaux observés.

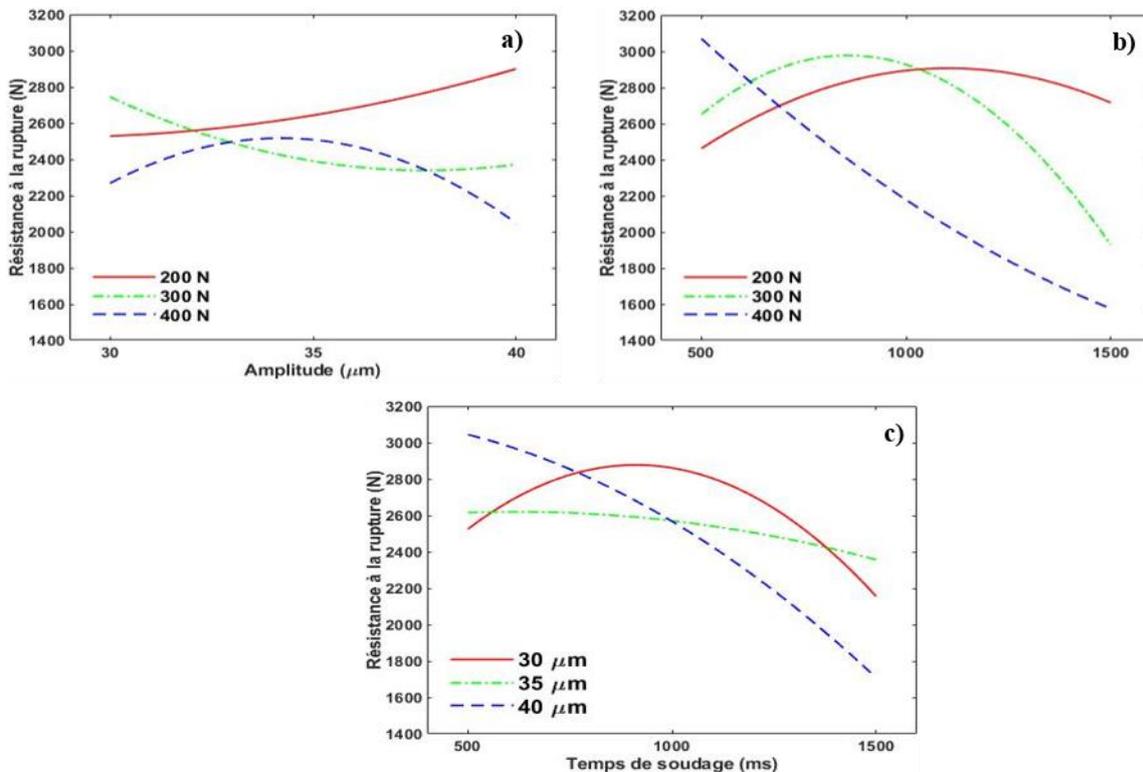


Figure IV.2 : Graphes des interactions entre les trois facteurs étudiés (a) amplitude et force de soudage, (b) force et temps de soudage, and (c) temps de soudage et amplitude.

Parmi les principales interactions entre les facteurs principaux jugés significatifs, les interactions suivantes doivent être retenues pour un même niveau de signification : l'interaction entre le temps de soudage et l'amplitude et l'interaction entre le temps de soudage et la force de soudage.

IV.1.5. Analyse de la variance des résultats

L'analyse de la variance (ANOVA) permet de comparer les variances des valeurs cumulées relatives au modèle avec celles des résidus. Ce test statistique, basé sur le test de Fisher-Snedecor, répond à deux questions essentielles :

- Le modèle apporte-t-il une contribution significative ? Est-ce que la régression explique en grande partie les variations observées dans la réponse ?
- Est-ce que le modèle représente correctement le phénomène étudié ? Si oui, le modèle introduit un biais acceptable. Sinon, il est nécessaire de rechercher un autre modèle.

L'ANOVA est réalisée en se basant sur un modèle sous-jacent (chapitre II) qui exprime la réponse comme une somme d'effets différents. Elle permet de tester l'influence de chaque effet de facteur et de chaque interaction entre facteurs sur les variations de la réponse étudiée.

Tableau IV.4 : ANOVA appliquée à la résistance de rupture en mode temps.

Source	SCE	CTR %	ddl	Carrés Moyens	F_{obs}	Valeur de P	Inférence
A	2349838	26,9	2	1174919	15,3	0,002	Significatif
B	32620	0,4	2	16310	0,2	0,813	Non-significatif
C	780150	8,9	2	390075	5,1	0,038	Significatif
AB	1259432	14,4	4	314858	4,1	0,043	Significatif
AC	2919469	33,5	4	729867	9,5	0,004	Significatif
BC	766975	8,8	4	191744	2,5	0,126	Non-significatif
Erreur	614186	7,0	8	76773			
Total	8722670	100	26				

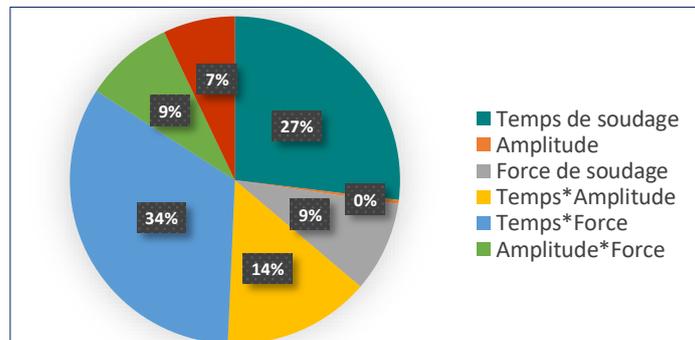


Figure IV 3 : Contribution en pourcentage pour la résistance de rupture par ANOVA.

Les résultats de l'ANOVA, présentés dans le tableau IV.4 et la contribution en pourcentage dans la figure IV.3, démontrent que l'interaction la plus significative se produit entre les paramètres A (temps de soudage) et C (force de soudage), avec une contribution maximale de 34% par rapport aux autres facteurs principaux et à leurs interactions. Cela souligne l'impact significatif de cette interaction sur le processus de soudage et sur la détermination de la valeur maximale de la résistance à la rupture des joints soudés. De plus, le paramètre du temps de soudage présente également une contribution considérable de 27%, ce qui est cohérent avec des études antérieures [58][182]. Le paramètre C (force de soudage) et l'interaction AB ont également été jugés significatifs, avec des contributions en pourcentage modérées de 9% et 15% respectivement. En revanche, l'amplitude et son interaction avec la force de soudage ont une contribution en pourcentage minimale parmi les trois paramètres de soudage et leurs interactions, comme le confirme cette analyse.

IV.1.6. Régression multilinéaire (RML)

IV.1.6.1. Résultats de la RML

Après avoir identifié les paramètres significatifs à partir de l'analyse de variance de la réponse résistance à la rupture, nous cherchons à déterminer la relation entre ces paramètres et la réponse (Y) en utilisant la méthode de régression multilinéaire.

Dans cette étude, chaque paramètre a été varié sur trois niveaux, ce qui a conduit à des effets non linéaires. La relation entre la résistance à la rupture (Y) et les paramètres d'entrée a été modélisée à l'aide d'une régression multilinéaire, comme indiqué dans l'équation (IV.1).

$$y = 2704 - 327A - 266A^2 - 37B - 37B^2 - 208C - 20C^2 - 437AC - 242AB - 148BC - 192ABC \quad (\text{Eq. IV.1})$$

Selon l'analyse de variance (ANOVA) présentée dans le tableau IV.6, la contribution du facteur B et de l'interaction BC à la réponse globale est négligeable, avec des valeurs inférieures à 1% et 9% respectivement. Par conséquent, nous pouvons simplifier l'équation (IV.1) en utilisant l'équation suivante :

$$y = 2704 - 327A - 266A^2 - 208C - 20C^2 - 437AC - 242AB - 192ABC \quad (\text{Eq. IV.2})$$

Grâce à ce polynôme, nous pouvons calculer toutes les valeurs possibles de la résistance à la rupture dans le domaine de variation des niveaux des paramètres A, B et C.

La qualité descriptive du modèle peut être observée à l'aide d'un graphique d'adéquation du modèle, comme présenté dans la figure IV.4, qui compare les réponses obtenues par les essais expérimentaux et les résultats de la régression multilinéaire (RML). La première bissectrice est tracée pour faciliter la visualisation et représente le cas où le modèle décrit exactement la réalité.

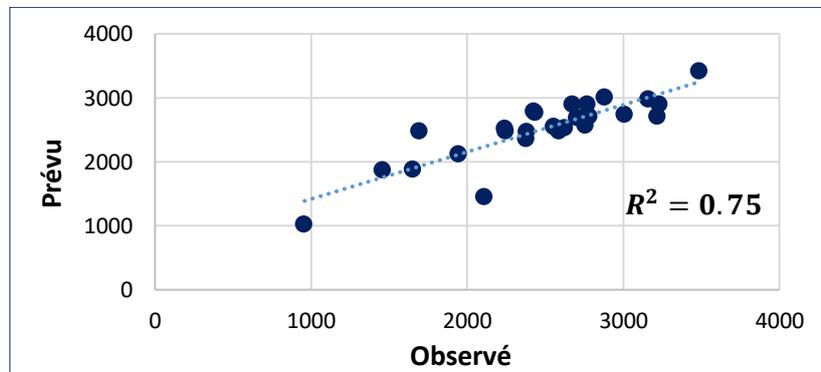


Figure IV.4 : Valeurs prédites selon (Eq. IV.2) en fonction des valeurs mesurées de la résistance à la rupture.

Le graphique montre que les réponses calculées par le modèle correspondent bien à la réalité, ce qui confirme que les conclusions tirées des analyses statistiques sont correctes. Le modèle développé dans l'équation (IV.2) présente une valeur de R^2 de 0,75, ce qui indique que le modèle s'ajuste correctement aux données. Par conséquent, ce modèle peut être utilisé pour déterminer la combinaison appropriée des paramètres de soudage afin d'estimer la résistance maximale à la rupture des joints soudés.

IV.1.6.2. Surfaces de réponse

Pour visualiser l'influence des paramètres de soudage, des surfaces de réponse ont été créées pour chaque paramètre. La figure IV.5.a présente les résultats du graphique de contours montrant l'effet de la force de soudage en fonction de l'amplitude, à partir de la surface de réponse, avec des valeurs fixes

pour le temps de soudage. Les paramètres optimaux peuvent être extraits de ces surfaces de réponse pour le mode temps. De même, la figure IV.5.b et la figure IV.5.c montrent les surfaces de réponse pour la force de soudage en fonction du temps de soudage et de l'amplitude en fonction du temps de soudage respectivement, avec des valeurs fixes pour l'autre paramètre.

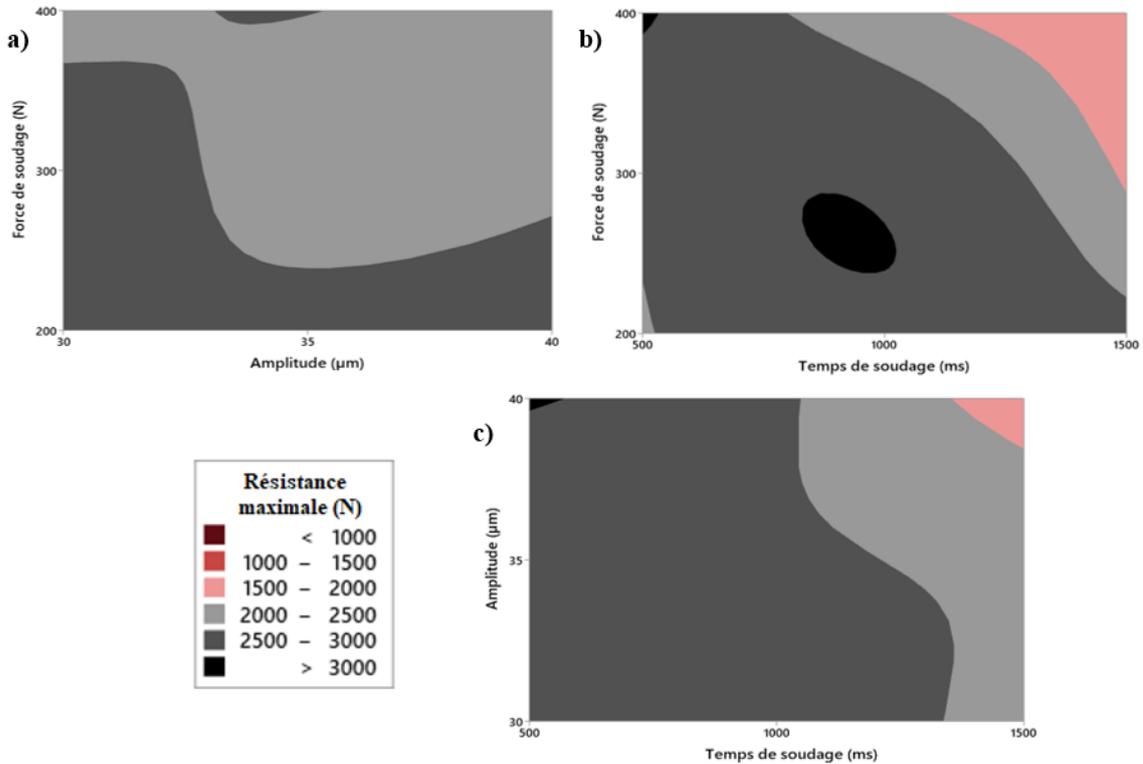


Figure IV.5 : Surfaces de réponse (a) force de soudage versus amplitude, (b) force de soudage versus temps de soudage et (c) amplitude versus temps de soudage.

La figure IV.5.a indique que la résistance maximale à la rupture des joints soudés est obtenue lorsque la force de soudage est à son niveau le plus élevé (400 N) et que l'amplitude de vibration est au niveau central (35 μm). Dans la figure IV.5.b, nous constatons que la résistance maximale est atteinte lorsque le temps de soudage est au niveau central (1000 ms) et que la force de soudage se situe entre 200 N et 300 N. Enfin, la figure IV.5.c démontre que la résistance maximale des joints soudés est obtenue lorsque le temps de soudage est au niveau le plus bas (500 ms) et que l'amplitude de vibration est à son niveau le plus élevé (40 μm).

IV.1.6.3. Validation du modèle

Dans cette partie, nous allons évaluer la validité du modèle obtenu à partir du plan d'expériences précédent en effectuant une série d'essais avec différentes configurations.

Tableau IV.5 : Essais complémentaires.

Essai	Configuration des paramètres			Prédiction par RML (N)	Expérimentale (N)	Erreur de prédiction (%)
	Temps de soudage (ms)	Amplitude (μm)	Force de soudage (N)			
C'1	800	30	300	2826	2888	2
C'2	500	40	370	3292	3466	5
C'3	500	37	380	3094	3182	3

La comparaison entre les prédictions de la régression multilinéaire (RML) et les résultats expérimentaux est présentée dans le tableau IV.5. Nous pouvons constater que les deux sont en bon accord, ce qui permet d'obtenir des valeurs maximales de la résistance à la rupture des joints soudés.

IV.1.7. Courbes force-déplacement

Les graphiques force-déplacement, présentés dans la figure IV.6, proviennent d'essais de traction effectués sur nos échantillons soudés par ultrasons. Ils nous permettent d'évaluer comment ces échantillons se comportent mécaniquement. Nous avons comparé les paramètres de soudage qui ont donné les forces de rupture les plus élevées et les plus faibles. Il est important de noter que les graphiques que nous montrons ici représentent les courbes les plus représentative des valeurs moyennes des cinq essais réalisés pour chaque condition de soudage. Ces graphiques révèlent que nos joints soudés ont un comportement plutôt fragile. Ils montrent une réponse linéaire jusqu'à atteindre une charge maximale, après quoi la charge diminue de manière drastique, indiquant ainsi une rupture complète dans l'échantillon à l'interface.

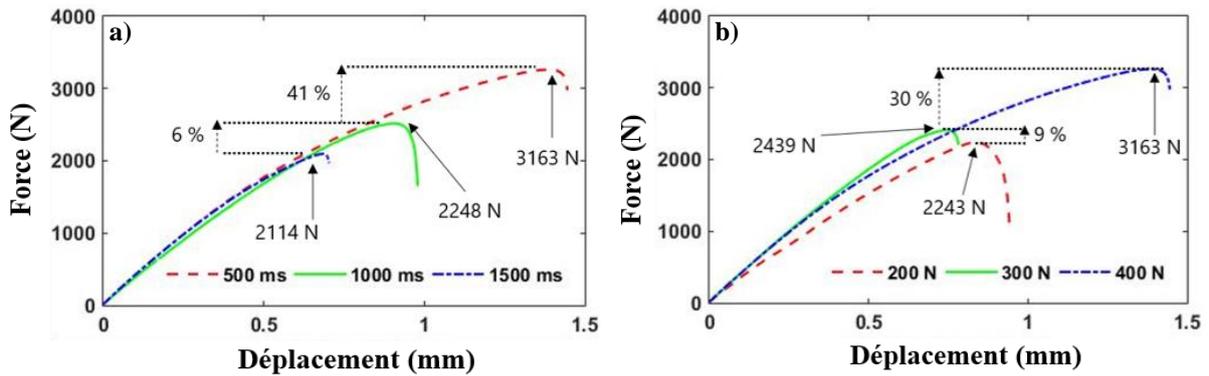


Figure IV.6 : Courbes de force-déplacement représentatives de l'essai de traction des joints soudés lin/PP a) temps de soudage, b) force de soudage.

En examinant la figure IV.6.a, qui illustre les courbes force-déplacement pour le lin/PP à mesure que le temps de soudage varie de 500 ms à 1500 ms, nous constatons que l'augmentation du temps de soudage de 500 à 1000 ms a entraîné une diminution de la force de rupture de 41%. Une augmentation supplémentaire à 1500 ms a entraîné une diminution de 6%. Il convient de noter que l'amplitude et la force de soudage sont restées constantes à 35 μm et 400 N, respectivement. De même, comme le montre la figure IV.6.b, lorsque nous avons augmenté la force de soudage de 200 N à 300 N, puis de 300 N à 400 N, nous avons observé des augmentations significatives des forces maximales supportées par nos joints soudés. Ces augmentations étaient d'environ 9% et 30%, respectivement. Ici encore, les paramètres de temps de soudage et d'amplitude sont restés constants à 500 ms et 35 μm , respectivement.

IV.1.8. Soudures optimales

À travers l'analyse des résultats expérimentaux et statistiques, il est possible de déterminer les paramètres optimaux pour le soudage par ultrasons des composites lin/PP en mode temps. Six combinaisons ont été identifiées pour obtenir les résistances les plus élevées, comme présenté dans le tableau IV.6.

Tableau IV.6 : Comparaison des réponses optimales de PE.

Configuration	Temps de soudage (ms)	Amplitude (μm)	Force de soudage (N)	Résistance à la rupture (N)
C8	1000	40	200	3234
C11	1000	30	300	3222
C22	500	35	400	3163
C25	500	40	400	3489
C'2	500	40	370	3466
C'3	500	37	380	3182

Les échantillons soudés en utilisant une combinaison de temps de soudage élevé et d'amplitude élevée, ou une combinaison de force de soudage élevée et d'amplitude élevée, ont présenté une dégradation des fibres de lin. Cette hypothèse a été confirmée par les échantillons soudés en utilisant les combinaisons C8 et C25, comme illustré dans la figure IV.7.

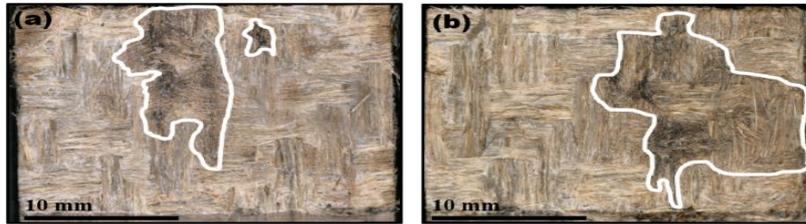


Figure IV.7 : Faciès de rupture du composite lin/PP soudé en utilisant la combinaison de soudage a) C8 (1000 ms, 40 μ m, 200 N) et b) C25 (500 ms, 40 μ m, 400 N).

De même, une augmentation du temps de soudage entre 1000 et 1500 ms a entraîné une dégradation des fibres de lin et une indentation notable de la sonotrode sur l'échantillon supérieur. Cette observation est étayée par les résultats obtenus en soudant le composite lin/PP en utilisant la combinaison C11, comme le montre la figure IV.8.

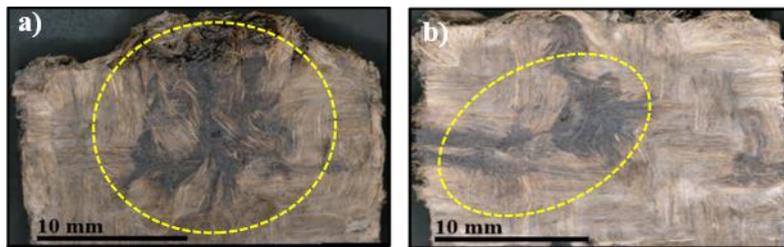


Figure IV.8 : Indentation de la sonotrode sur les surfaces des échantillons soudés par ultrasons utilisant la combinaison suivante : C11 (1000 ms, 30 μ m, 300 N).

Les conditions de soudage optimales permettant d'atteindre une résistance maximale sans dégradation des fibres de lin ont été déterminées grâce à l'analyse des données. Trois combinaisons de paramètres de soudage ont été identifiées comme étant les plus efficaces : la combinaison C22 avec un temps de soudage de 500 ms, une amplitude de 35 μ m et une force de soudage de 400 N ; la combinaison C'2 avec un temps de soudage de 500 ms, une amplitude de 40 μ m et une force de soudage de 370 N ; et la combinaison C'3 avec un temps de soudage de 500 ms, une amplitude de 37 μ m et une force de soudage de 380 N. Cela a donné une résistance de rupture de 3163 N, 3466 N et 3182 N, respectivement. La première condition a été obtenue à l'aide des essais du plan complet, tandis que les deuxième et troisième conditions ont été obtenues à l'aide du modèle de régression multilinéaire.

Pour le chapitre suivant, la combinaison C22 avec un temps de soudage de 500 ms, une amplitude de 35 μ m et une force de soudage de 400 N est choisie comme configuration de référence pour étudier l'effet des trois paramètres.

Dans le paragraphe suivant IV.2, nous présenterons le plan d'expériences correspondant à l'étude de soudage en mode énergie.

IV.2. Plan d'expériences pour un soudage en mode énergie

IV.2.1. Choix des facteurs et du domaine expérimental

En se basant sur les résultats du mode temps, trois paramètres ont été choisis comme facteurs d'influence en mode énergie. Pour l'énergie, nous avons affecté six niveaux. Pour les deux autres

Chapitre IV. Optimisation des paramètres de soudage par la méthode des plans d'expériences

facteurs, l'amplitude et le temps de soudage, nous avons affecté deux niveaux : le niveau bas ou inférieur, noté -1 et le niveau haut ou supérieur, noté +1. Le tableau IV.7 résume les niveaux de chaque facteur.

Tableau IV.7 : Paramètres du processus et niveaux correspondants.

Paramètres d'entrées		Modalités					
		-1	-0,6	-0,2	0,2	0,6	1
A	Energie (J)	200	400	600	800	1000	1200
B	Amplitude (μm)	35					35
C	Force de soudage (N)	200					300

Dans la sélection de ces niveaux, nous avons cherché à définir un domaine aussi large que possible, tout en veillant à ce que le fonctionnement du système reste relativement homogène à l'intérieur de ce domaine. La réponse étudiée demeure la résistance à la rupture des joints soudés en simple recouvrement.

IV.2.2. Proposition d'un modèle

Le plan expérimental utilisé comprend un total de 24 essais, obtenus en combinant les six niveaux d'énergie, les deux niveaux d'amplitude et les deux niveaux de force de soudage. Les caractéristiques mécaniques ont été évaluées à partir des essais de cisaillement des joints soudés en simple recouvrement, et les résultats sont récapitulés dans le tableau IV.8. Ce tableau fournit également des informations sur le temps de soudage fourni par la machine de soudage pour chaque condition de soudage.

Tableau IV.8 : Les 24 expériences du plan d'expériences en mode énergie.

N° Expérience	A	B	C	A	B	C	Résistance à la rupture (N)	Ecart type (N)	Temps de soudage (ms)
	Niveaux codés			Niveaux réels					
1	-1	-1	-1	200	35	200	880	189	394
2	-0.6	-1	-1	400	35	200	2191	156	593
3	-0.2	-1	-1	600	35	200	2834	151	936
4	0.2	-1	-1	800	35	200	3399	95	1058
5	0.6	-1	-1	1000	35	200	2918	114	1410
6	1	-1	-1	1200	35	200	2833	136	1937
7	-1	1	-1	200	40	200	547	164	344
8	-0.6	1	-1	400	40	200	1773	364	608
9	-0.2	1	-1	600	40	200	2622	167	745
10	0.2	1	-1	800	40	200	2722	204	971
11	0.6	1	-1	1000	40	200	2812	97	1660
12	1	1	-1	1200	40	200	2681	68	1827
13	-1	-1	1	200	35	300	864	218	269
14	-0.6	-1	1	400	35	300	2098	443	492
15	-0.2	-1	1	600	35	300	3249	224	602
16	0.2	-1	1	800	35	300	3207	127	796
17	0.6	-1	1	1000	35	300	2921	171	902
18	1	-1	1	1200	35	300	2873	72	1153
19	-1	1	1	200	40	300	658	180	221
20	-0.6	1	1	400	40	300	1909	410	368
21	-0.2	1	1	600	40	300	3167	125	514
22	0.2	1	1	800	40	300	3181	106	755
23	0.6	1	1	1000	40	300	3199	134	806
24	1	1	1	1200	40	300	2674	193	1129

IV.2.3. Graphes des effets et des interactions des paramètres

Nous avons choisi d'analyser les résultats en traçant des graphiques des effets et des interactions entre les paramètres (énergie, amplitude et force de soudage) et la réponse étudiée (résistance à la rupture des joints soudés).

IV.2.3.1. Graphes des effets

Afin de comparer les effets des différents facteurs sur la résistance à la rupture des joints soudés, nous avons tracé les graphiques des effets moyens. Ces graphiques permettent de visualiser immédiatement l'impact des changements entre les niveaux bas et haut de chaque facteur sur la variation de la réponse. La figure IV.9 présente les graphiques des effets de ces trois paramètres sur la résistance à la rupture des joints soudés en simple recouvrement (Y).

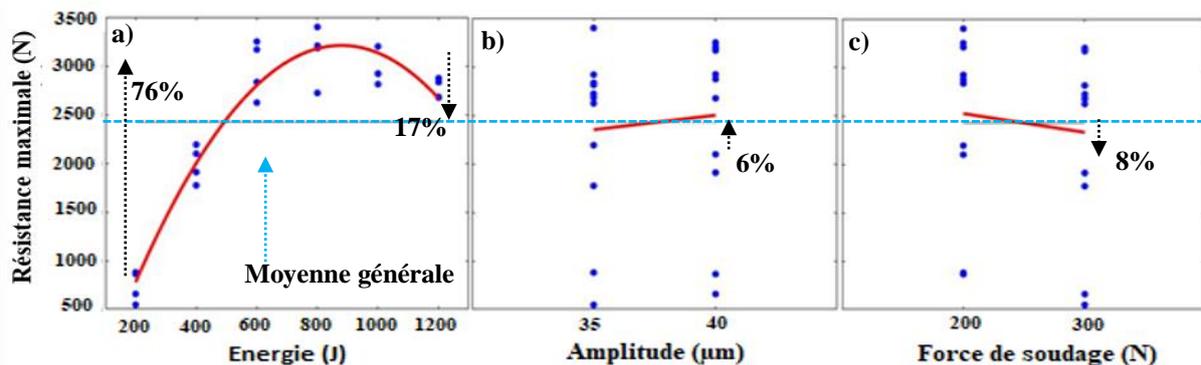


Figure IV.9 : Graphiques des effets moyens pour les trois facteurs (a) énergie, (b) amplitude et (c) force de soudage.

Sur la figure IV.9, nous pouvons observer les résultats suivants :

- Le paramètre A (énergie de soudage) a un impact significatif sur la résistance des joints soudés, avec une augmentation d'environ 76%. Cette résistance augmente avec l'énergie jusqu'à 800 J, puis diminue pour des valeurs supérieures à 800 J.
- Le paramètre B (amplitude de vibration) a une petite influence sur la résistance des joints soudés.
- L'augmentation de la force de soudage (paramètre C) de 200 à 300 N entraîne une légère diminution de la résistance des joints soudés, d'environ 8%.

Ces observations nous permettent de mieux comprendre l'effet de chaque facteur sur la résistance à la rupture des joints soudés et de déterminer les niveaux optimaux pour maximiser cette résistance.

IV.2.3.2. Représentation des couplages entre les effets des facteurs

Les interactions entre les facteurs peuvent également être appelées couplages lorsqu'elles concernent uniquement l'étude de l'effet d'un facteur en fonction des modalités d'un autre facteur. Comme pour les effets, nous pouvons représenter les interactions sur un graphique afin de faciliter l'interprétation des résultats du plan d'expériences (figure IV.10).

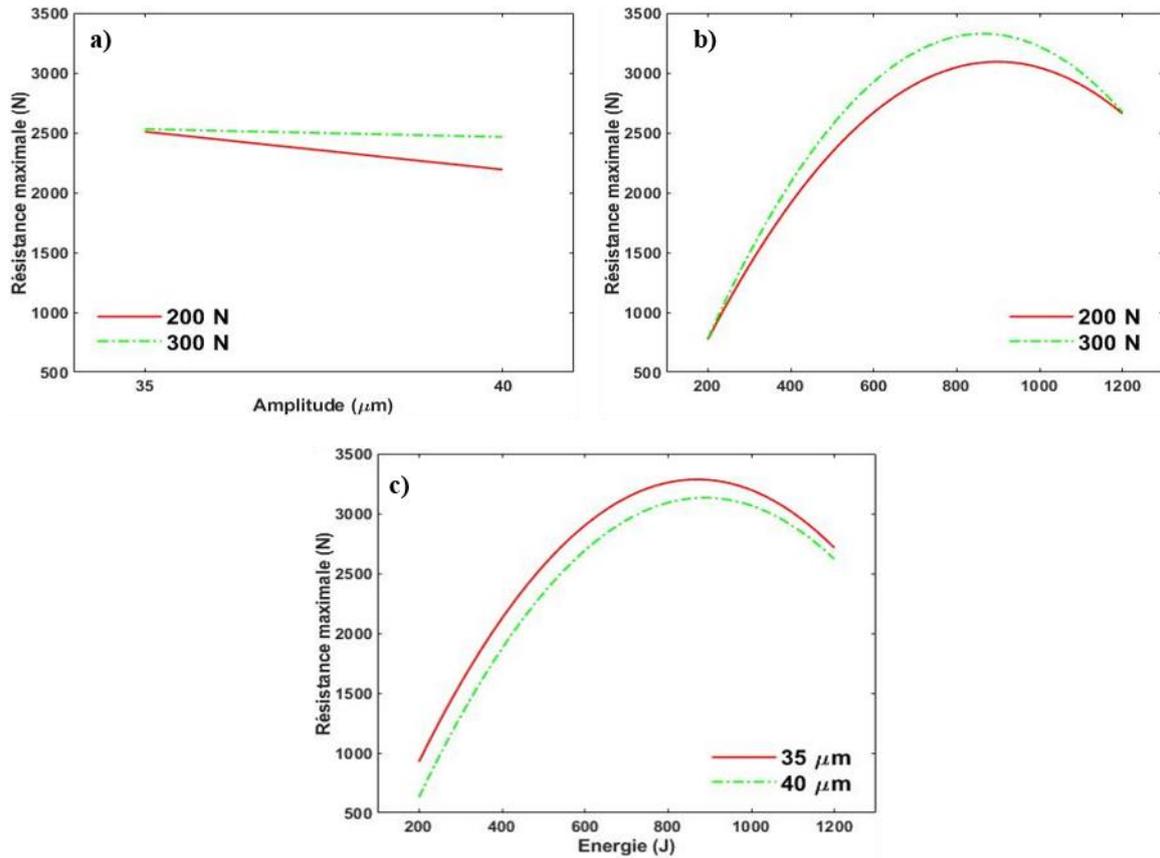


Figure IV.10 : Graphes des interactions entre les trois facteurs étudiés (a) amplitude et force de soudage, (b) force et énergie de soudage, and (c) énergie de soudage et amplitude.

Sur chaque graphique, la présence d'une interaction est détectée lorsque les deux droites ne sont pas parallèles. Dans notre étude, aucune interaction significative n'a été observée ayant une influence sur la résistance à la rupture des joints soudés. Cela signifie que l'effet de chaque facteur sur la résistance à la rupture est indépendant des modalités de l'autre facteur.

IV.2.4. Analyse de la variance (ANOVA)

En complément des graphes des effets et des interactions, une analyse de variance (ANOVA) est réalisée pour la réponse, à savoir la résistance à la rupture (tableau IV.9). En suivant une approche similaire à celle utilisée pour l'étude du soudage en mode temps, une nouvelle analyse de variance est proposée pour le mode énergie.

Tableau IV.9 : ANOVA de la résistance à la rupture pour le mode énergie.

Source	SCE	CTR %	ddl	Carrés Moyens	F_{obs}	P – value	Significativité
A	16915142	95,5	5	3383028	227,8	0,00001	Significatif
B	224654	1,3	1	224654	15,1	0,01153	Significatif
C	133564	0,8	1	133564	9,0	0,03014	Significatif
AB	123398	0,7	5	24680	1,7	0,29545	Non-significatif
AC	156520	0,9	5	31304	2,1	0,21629	Non-significatif
BC	90774	0,5	1	90774	6,1	0,05638	Non-significatif
Error	74261	0,4	5	14852			
Total	17718313	100	23				

La première analyse de variance, incluant les interactions, démontre l'effet prépondérant du facteur énergie, contribuant à 95,5% de la contribution totale. L'effet de ce facteur est également plus significatif

que ceux de l'amplitude et de la force de soudage. En ce qui concerne les interactions, aucune interaction significative n'est observée.

Le diagramme de Pareto confirme les résultats obtenus à partir des graphes des effets moyens et des interactions. Les contributions sont calculées à partir de l'analyse de variance du modèle choisi pour décrire la variation de la réponse dans le domaine expérimental. Ce diagramme permet de classer les facteurs par ordre de contribution décroissante.

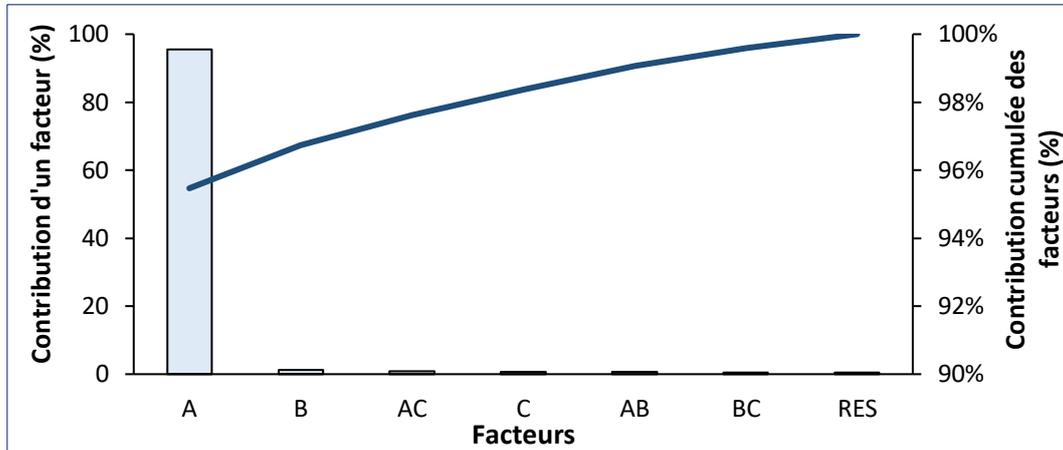


Figure IV.11 : Diagramme de Pareto des trois facteurs et ses interaction et fonction cumulée des contributions.

La construction et la lecture du diagramme de Pareto, relatif à l'obtention d'une résistance à la rupture maximale (figure IV.11), mettent en évidence le rôle prédominant du facteur A (énergie de soudage), qui se distingue par une barre plus grande que les autres. Il est également possible de tracer la fonction cumulative des contributions des différents facteurs. Ainsi, il est clair que le facteur A (énergie de soudage) explique à lui seul plus de 90% de la variation de la réponse.

IV.2.5. Modèle matriciel du système étudié

IV.2.5.1. Résultats de RML

Lorsque nous prenons en compte les six modalités du paramètre A du tableau IV.7, qui entraînent des effets non linéaires, l'équation de la régression multilinéaire simplifiée pour la réponse étudiée est la suivante :

$$y = 3260 + 8A - 218A^2 + 76A^3 + 6A^4 - 4A^5 - 32B + 25C + 5AB - 0.6AC + 7BC + 0.3ABC \quad (\text{Eq. IV.3})$$

Selon l'analyse de variance (ANOVA) présentée dans le tableau IV.9, la contribution des interactions AB, AC et BC à la réponse globale est négligeable, avec des valeurs inférieures à 5%, 1% et 7%, respectivement. Par conséquent, nous pouvons simplifier l'équation (IV.3) comme suit :

$$y = 3260 + 8A - 218A^2 + 76A^3 + 6A^4 - 4A^5 - 32B + 25C \quad (\text{Eq. IV.4})$$

La figure IV.12 montre le graphe des valeurs observées en fonction des valeurs prédites.

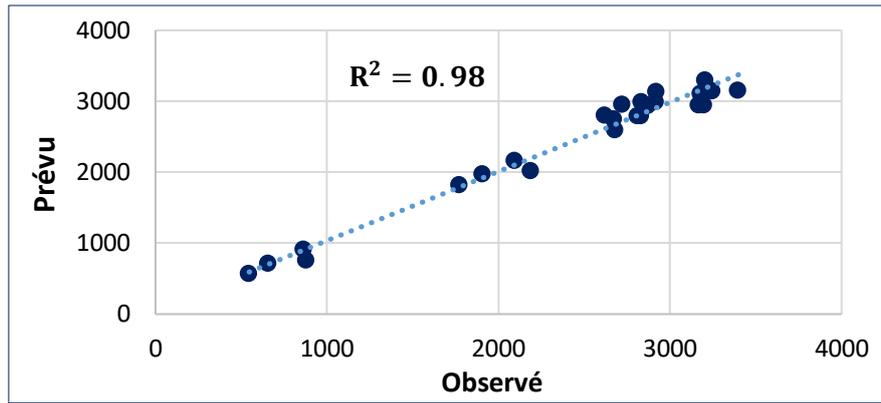


Figure IV.12 : Valeurs prédites selon (IV.4) en fonction des valeurs mesurées de la résistance à la rupture en mode énergie.

En ce qui concerne la réponse de la résistance à la rupture, les valeurs du modèle RML ne sont pas dispersées et restent proches des valeurs expérimentales. Pour évaluer la capacité du modèle à expliquer l'ensemble des résultats, le coefficient de détermination R^2 est calculé. Il est important de noter que plus la valeur de R^2 est proche de 1, meilleur est le modèle. Dans ce cas, les valeurs du coefficient de détermination R^2 sont très proches de 1, ce qui indique une excellente qualité du modèle.

IV.2.5.2. Graphiques de contour

Dans cette étude, nous avons généré des surfaces de réponse pour chaque paramètre afin de visualiser l'effet combiné de ces paramètres. Les figures IV.13.a, IV.13.b et IV.13.c montrent respectivement les surfaces de réponse pour l'interaction entre les facteurs énergie et amplitude, entre les facteurs énergie et force de soudage, et entre les facteurs amplitude et force de soudage.

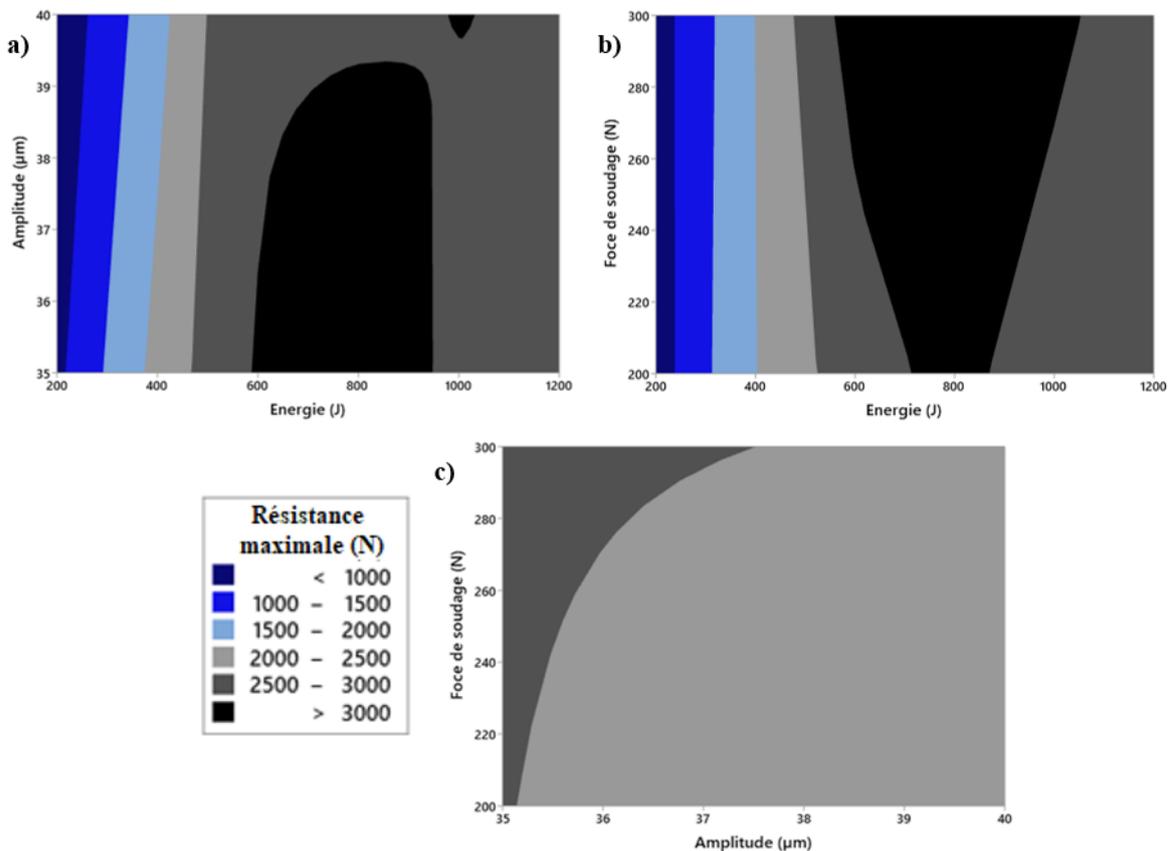


Figure IV.13 : Surfaces de réponse (a) force de soudage versus amplitude, (b) force de soudage versus énergie de soudage et (c) amplitude versus énergie de soudage.

En examinant ces surfaces de réponse, nous pouvons observer que la résistance maximale des joints soudés en simple recouvrement se produit lorsque l'énergie de soudage est comprise entre les deux niveaux 600 J et 900 J, l'amplitude de vibration est au niveau le plus bas (35 μm), et la force de soudage est au niveau le plus élevé (300 N).

IV.2.5.3. Validation du modèle

La validation des résultats donnés par le modèle consiste à vérifier si les hypothèses retenues au départ du plan d'expériences sont bien vérifiées. Pour cela, des essais complémentaires en dehors du plan d'expériences ont été réalisés afin de valider le modèle de comportement obtenu.

Tableau IV.10 : Essais complémentaires en mode énergie.

Essai	Configuration des paramètres			Prédiction par RML (N)	Expérimentale (N)	Erreur de prédiction (%)
	Energie (J)	Amplitude (μm)	Force de soudage (N)			
C'1	500	40	200	2475	2656	7
C'2	500	40	300	2980	2805	6
C'3	700	35	300	3392	3431	1
C'4	700	40	300	3477	3238	7
C'5	900	35	200	3035	3110	2
C'6	900	35	300	3282	3259	1

Dans notre cas d'étude, six essais complémentaires ont été réalisés, en dehors des essais du plan d'expériences. Les résultats de ces essais sont indiqués dans le tableau IV.10. Ces résultats permettent de comparer les valeurs prédites par le modèle avec les valeurs mesurées expérimentalement.

En analysant les résultats, on peut observer que la prédiction par la régression multilinéaire se rapproche généralement des valeurs expérimentales, mais des différences sont présentes. Pour certains essais (par exemple C'2, C'4 et C'6), la prédiction par RML est légèrement surestimée par rapport aux valeurs expérimentales, tandis que pour d'autres essais (comme C'1, C'3 et C'5), la prédiction est légèrement sous-estimée. Ces différences peuvent être attribuées à divers facteurs tels que des variations dans les conditions expérimentales et la précision des équipements de mesure. Il est important de noter que malgré ces écarts, la régression multilinéaire a réussi à fournir des estimations relativement proches des valeurs expérimentales, ce qui démontre l'utilité de cette approche pour prédire la résistance à la rupture des joints soudés.

Cependant, il est également essentiel de prendre en compte les erreurs de prédiction, qui indiquent les écarts entre les valeurs prédites par RML et les mesures expérimentales réelles. Dans l'ensemble, les erreurs de prédiction sont relativement faibles, ce qui suggère que la régression multilinéaire est une méthode valide pour estimer la résistance à la rupture dans ces conditions de soudage.

IV.2.6. Soudures optimales

À travers l'analyse des résultats du plan d'expériences (graphe des effets et des interactions, ANOVA et RML), il est possible de déterminer les paramètres idéaux pour le soudage par ultrasons des composites lin/PP en mode énergie, et six combinaisons ont été identifiées permettant d'atteindre la résistance à la rupture maximale en cisaillement des joints soudés en simple recouvrement, comme présenté dans le tableau IV.11.

Tableau IV.11 : Comparaison des réponses optimales en mode énergie.

Configuration	Energie (J)	Amplitude (μm)	Force de soudage (N)	Résistance à la rupture (N)
C4	800	35	200	3399
C15	600	35	300	3249
C16	800	35	300	3207
C21	600	40	300	3167
C22	800	40	300	3181
C23	1000	40	300	3199
C'3	700	35	300	3431
C'4	700	40	300	3238
C'6	900	35	300	3259

Il a été observé que l'utilisation de combinaisons d'énergie et d'amplitude élevées entraîne une dégradation des fibres de lin (zones noircies indiquées par le trait blanc), ce qui est confirmé par les échantillons soudés en utilisant les combinaisons C4, C16, C22, C23, C'3, C'4 et C'6, comme illustré dans la figure IV.14.

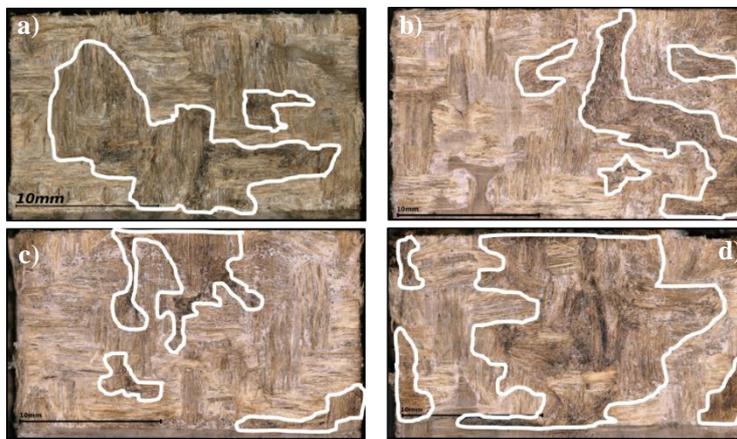


Figure IV. 14 : Faciès de rupture du composite lin/PP soudé en utilisant la combinaison de soudage a) C'3, b) C16, c) C'6 et d) C23.

De plus, une augmentation de l'énergie de soudage entre 900 et 1200 J a également entraîné une dégradation des fibres de lin et une indentation notable de la sonotrode sur l'échantillon supérieur, comme le montre la figure IV.15.

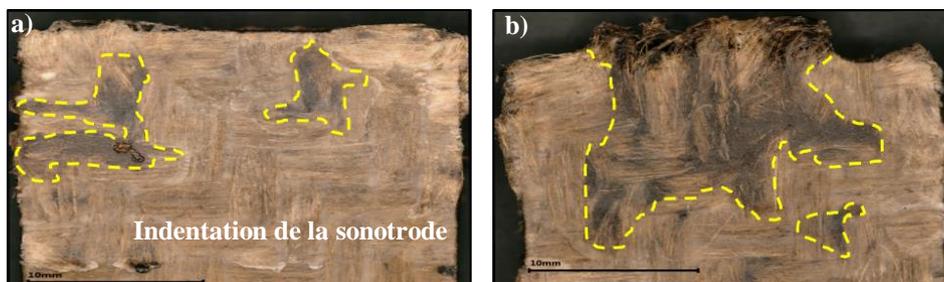


Figure IV.15 : Indentation de la sonotrode sur les surfaces des échantillons soudés par ultrasons utilisant la combinaison suivante a) C23 et b) C'6.

Ainsi, les conditions de soudage optimales pour atteindre une résistance maximale sans dégradation des fibres de lin ont été déterminées. Deux combinaisons de paramètres de soudage ont été identifiées comme étant les plus efficaces : la combinaison C15 avec une énergie de 600 J, une amplitude de 35 μm et une force de soudage de 300 N, et la combinaison C21 avec une énergie de 600 J, une amplitude de 40 μm et une force de soudage de 300 N.

Pour le chapitre suivant, la combinaison C15 avec une énergie de soudage de 600 J, une amplitude de 35 μm et une force de soudage de 300 N a été choisie comme configuration de référence pour étudier l'effet des trois paramètres en mode énergie.

IV.3. Conclusion du chapitre IV

Dans ce chapitre, nous avons étudié les effets des paramètres de soudage par ultrasons sur la résistance à la rupture des joints soudés en simple recouvrement de composites lin/PP. Nous avons utilisé un plan factoriel complet et une analyse de la variance (ANOVA) pour déterminer les paramètres de soudage les plus significatifs ayant un effet maximal sur la variable réponse, la résistance à la rupture, et pour optimiser les paramètres de contrôle afin d'atteindre une résistance maximale.

Les principales conclusions de cette étude sont les suivantes :

- i. En mode temps, l'ANOVA a révélé que le temps de soudage, la force de soudage ainsi que leurs interactions étaient les paramètres les plus significatifs, tandis que l'amplitude n'avait aucun effet significatif sur la résistance à la rupture des joints soudés. En mode énergie, l'énergie de soudage était le facteur le plus significatif, avec une contribution de 96%.
- ii. Nous avons développé un modèle de régression multilinéaire statistiquement significatif qui permettait de prédire avec précision la résistance à la rupture des joints soudés.
- iii. L'observation des faciès de rupture a révélé que des temps de soudage trop longs et une énergie plus élevée entraînaient des fissures et une dégradation de la matrice PP et des fibres de lin à l'interface soudée.
- iv. Nous avons identifié trois conditions de soudage optimales en mode temps (500 ms - 35 μm - 400 N & 500 ms - 40 μm - 370 N & 500 ms - 37 μm - 380 N) et deux combinaisons de soudage optimales en mode énergie (600 J - 35 μm - 300 N & 600 J - 40 μm - 300 N) qui présentaient des surfaces de rupture similaires, indiquant que plusieurs paramètres de soudage optimaux pouvaient conduire à des résistances mécaniques similaires et des ruptures d'interface similaires lors du soudage par ultrasons des composites lin/PP.

En conclusion, ce chapitre met en évidence l'importance de sélectionner soigneusement les paramètres de soudage et d'utiliser des méthodes statistiques pour optimiser le processus de soudage afin d'atteindre une résistance maximale des joints soudés lors du soudage par ultrasons des composites lin/PP sans dégradation des fibres et de la matrice.

Chapitre V

Etude paramétrique thermique et mécanique des joints soudés

Le présent chapitre constitue une exploration détaillée des paramètres de soudage et de leur influence sur les propriétés des soudures réalisées. Notre objectif est de mieux comprendre comment ces paramètres, tels que le temps de soudage, la force de soudage, l'énergie de soudage, l'amplitude de vibration et le temps de consolidation, influent sur le processus de soudage et les propriétés mécaniques des joints soudés avec et sans directeurs d'énergie.

Dans la première section, nous étudierons attentivement la mesure du profil de température pendant le processus de soudage. Nous examinerons les courbes de température typiques et analyserons comment ces températures sont influencées par les paramètres de soudage.

La deuxième section se concentrera sur l'effet des paramètres de soudage sur les propriétés mécaniques des soudures.

Enfin, la troisième section sera dédiée à une étude microscopique de la morphologie de la surface des soudures. Nous analyserons comment les différents paramètres de soudage affectent la structure et l'apparence des joints.

Ce chapitre constitue ainsi une étape importante dans notre démarche visant à caractériser et à comprendre le processus de soudage par ultrasons, en mettant en lumière le rôle des paramètres de soudage dans la formation de joints solides et fiables.

V.1. Evolution de la température pendant le soudage

V.1.1. Procédure expérimentale

La configuration utilisée pour les mesures de température, présentée au chapitre II est rappelée figure V.1 dans le cas d'un assemblage sans directeur d'énergie. Un thermocouple de type K est placé au centre de la zone de recouvrement, qui mesure 25 x 15 mm². Un soin particulier est apporté au positionnement précis de ce thermocouple.

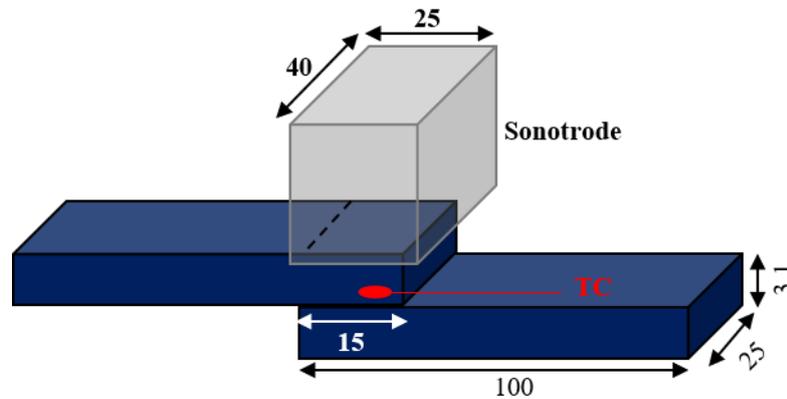


Figure V.1 : Configuration pour les mesures de température des échantillons soudés sans directeur d'énergie (dimensions en mm).

Pour étudier l'effet de la présence de directeurs d'énergie, des films de polypropylène vierge (PP7064L1, ExxonMobil) ont été intercalés entre les deux pièces à souder. L'épaisseur de ce directeur d'énergie est modifiée en superposant de un à trois films. Les configurations obtenues, nommées DE1, DE2 et DE3, sont présentées dans le tableau V.1.

Tableau V.1 : Épaisseurs des directeurs d'énergie en PP.

Directeur d'énergie	DE1	DE2	DE3
Épaisseur (µm)	92 ± 5	159 ± 6	231 ± 6

Les essais préliminaires avec directeurs d'énergies ont été réalisés avec la zone de recouvrement de 25 x 15 mm² choisie précédemment mais ont présenté un grand nombre de ruptures dans les substrats (« Workpiece fracture », figure V.2). L'origine de ces ruptures est due soit à une contrainte ultime du stratifié atteinte avant la contrainte à rupture en cisaillement, soit à une altération de la géométrie modifiant l'état de contraintes du fait de la présence des directeurs d'énergie.



Figure V.2 : Schéma du mode de défaillance : « Workpiece fracture ».

La figure V.3 présente des images de ce type de rupture pour les échantillons soudés avec les trois types de directeurs d'énergie.

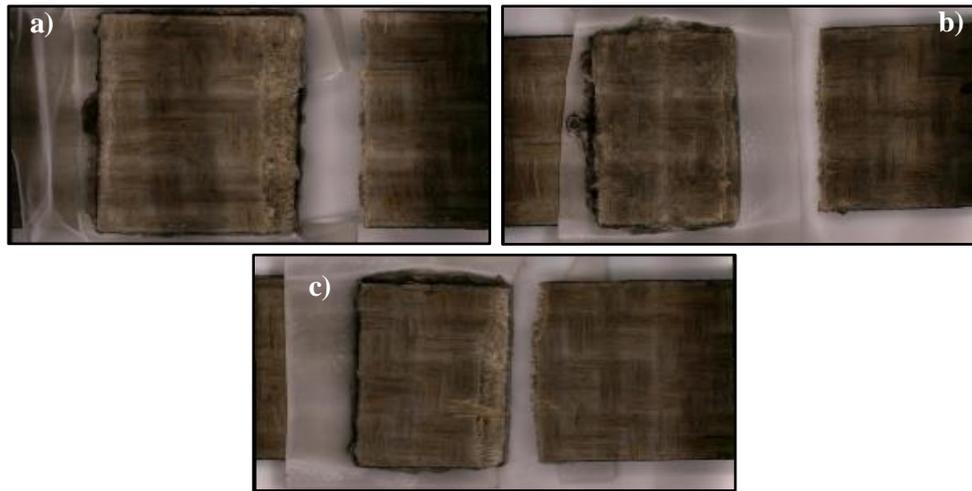


Figure V.3 : Rupture de matériau des joints soudés avec : a) DE1, b) DE2 et c) DE3.

Une solution pour éviter ce type de rupture est de diminuer la force nécessaire pour atteindre la contrainte à rupture en cisaillement, donc de diminuer l'aire de la zone de recouvrement. Celle-ci a donc été réduite à $25 \times 10 \text{ mm}^2$ (figure V.4). Le compromis initial sur la longueur de 15 mm avait été fait en tenant compte de la taille de la maille élémentaire du tissu (environ $11 \times 11 \text{ mm}^2$). Cette modification, de longueur ne respecte plus tout à fait cette contrainte mais a permis d'atteindre l'objectif recherché de ruptures interfaciales.

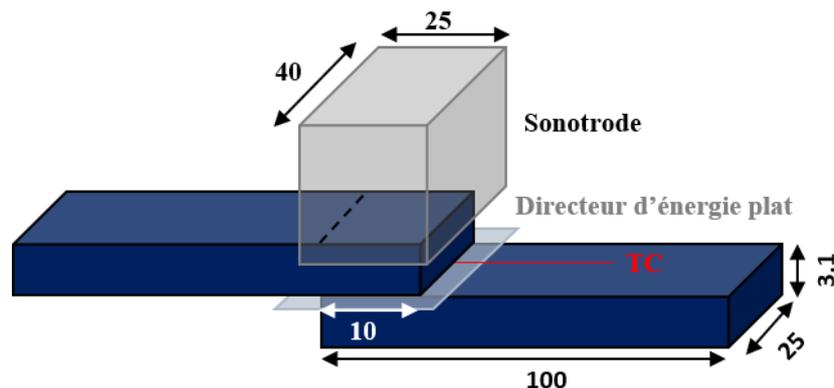


Figure V.4 : Configuration pour les mesures de température des échantillons soudés avec directeur d'énergie (dimensions en mm).

Cependant, toutes les études concernant les joints simples recouvrement montre que la résistance en cisaillement mesurée présente une dépendance à la longueur de recouvrement. Un recouvrement plus long minimise les déformations de flexion des substrats, et donc l'apparition d'une contrainte de pelage au bord du joint qui est souvent à l'origine de la rupture. Afin de pouvoir comparer les échantillons soudés avec et sans directeurs d'énergie, nous avons donc également dû souder des échantillons sans directeurs d'énergie avec la même zone de recouvrement de $25 \times 10 \text{ mm}^2$. Ces échantillons de comparaison seront référencés «SDE» dans la suite du manuscrit.

V.1.2. Vérification des mesures de température par thermographie infrarouge

Les mesures de température obtenues grâce aux thermocouples insérés dans la zone soudée ont été comparées à des mesures de température par thermographie infrarouge (figures V.5.a). La caméra a été positionnée de façon à filmer la tranche de l'éprouvette pendant son assemblage. Les paramètres utilisés dans cette comparaison sont une énergie de 400 J, une force de soudage de 300 N et une amplitude de $30 \mu\text{m}$.

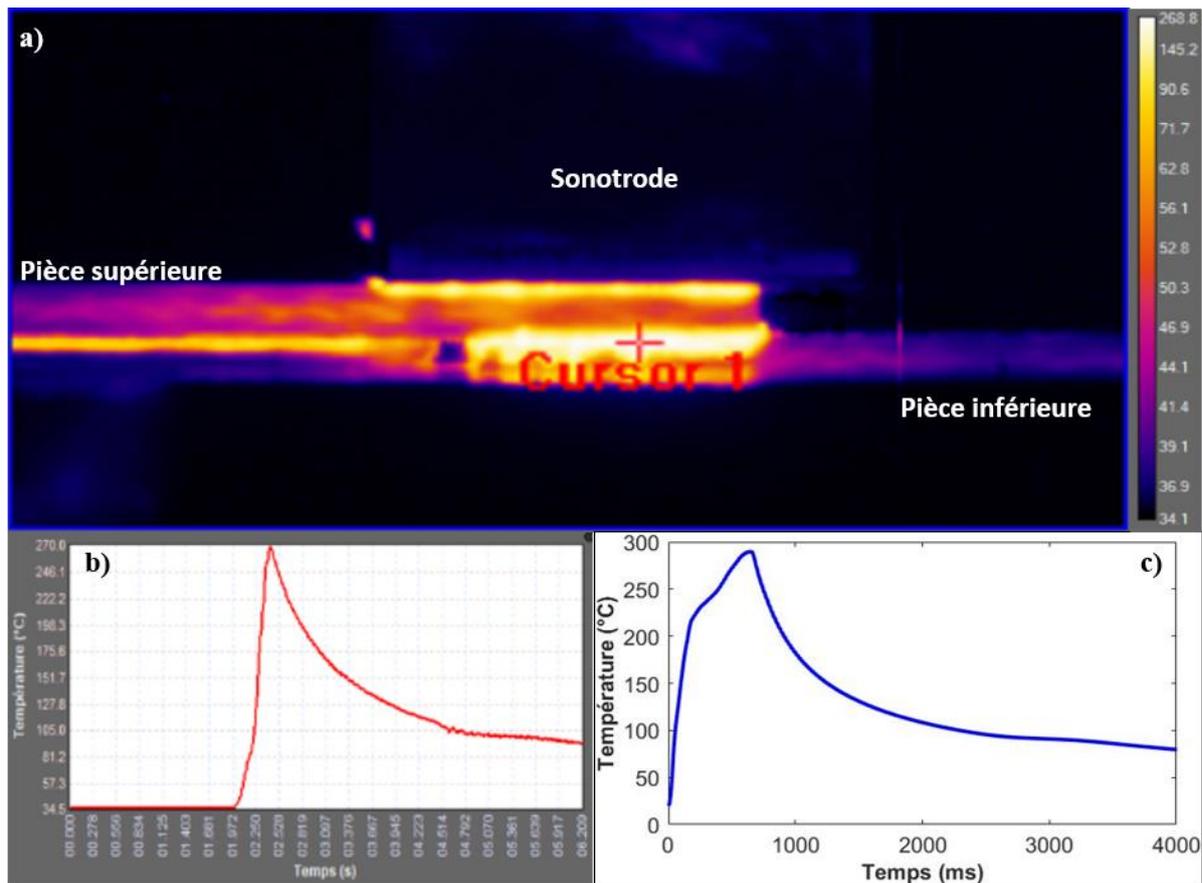


Figure V.5 : a) Image infrarouge obtenue pendant le soudage et profils de température issus de : b) caméra thermique et c) thermocouple de type k.

L'image infrarouge V.5.a est issue du film enregistré, et est celle où apparaît la température maximale relevée pendant le soudage. On constate une élévation de température à l'interface entre les deux pièces, mais aussi entre la sonotrode et la pièce supérieure, et entre la pièce supérieure et son support. Ces zones sont donc soumises également à une partie des vibrations transmises à l'assemblage. Néanmoins les températures qui y sont relevées sont de l'ordre de 90 à 100 °C et sont donc bien inférieures à la température de fusion du PP. Le profil obtenu à partir du film thermographique (figure V.5.b) est celui correspondant au point le plus chaud relevé (croix sur l'image). Il est situé à l'interface soudée et à peu près au milieu de la zone de recouvrement. Le thermocouple dont le signal est présenté dans la figure V.5.c) a été placé à 2 mm du bord de la zone de recouvrement, du côté opposé à celui qui est filmé, plutôt qu'au centre. Les deux profils de température obtenus soit par caméra thermique soit par thermocouple ont une allure semblable, notamment du point de vue des températures atteintes. Ils sont superposés sur la figure V.6. Les images thermographiques peuvent toutefois être utilisées pour évaluer qualitativement la diffusion de chaleur dans les pièces de l'assemblage, et identifier les zones à risque d'échauffement local dans son environnement.

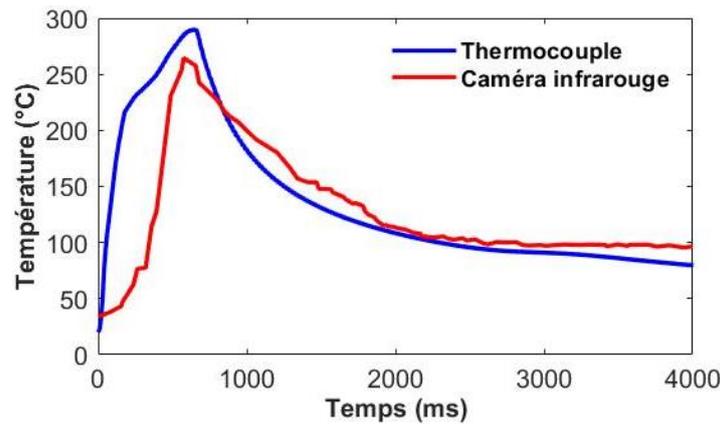


Figure V.6 : Superposition des signaux de la caméra IR et du thermocouple.

V.1.3. Courbe de température typique

La figure V.7 illustre une courbe typique d'évolution temporelle de la température pendant le soudage. Les paramètres du process sont ici un temps de soudage de 500 ms, une amplitude de 35 μm et une force de 400 N. Le temps de consolidation est de 2000 ms, la force restante maintenue à 400 N. Le déplacement de la sonotrode est également affiché sur cette figure, il correspond à la montée (positif) ou la descente (négatif) de la sonotrode depuis le contact initial avec l'éprouvette. Concrètement, la sonotrode se déplace vers le haut ou vers le bas pour maintenir une force constante durant le processus de soudage. La mesure de ce déplacement fournit des indications sur la dilatation thermique ou l'écoulement du polymère, en fonction des zones de température. La température de fusion T_f du polypropylène est symbolisée par une ligne horizontale afin de servir de référence sur les différentes courbes présentées. Il faut noter que la température de fusion réelle pourrait être décalée ici en raison de la vitesse d'échauffement extrêmement élevée.

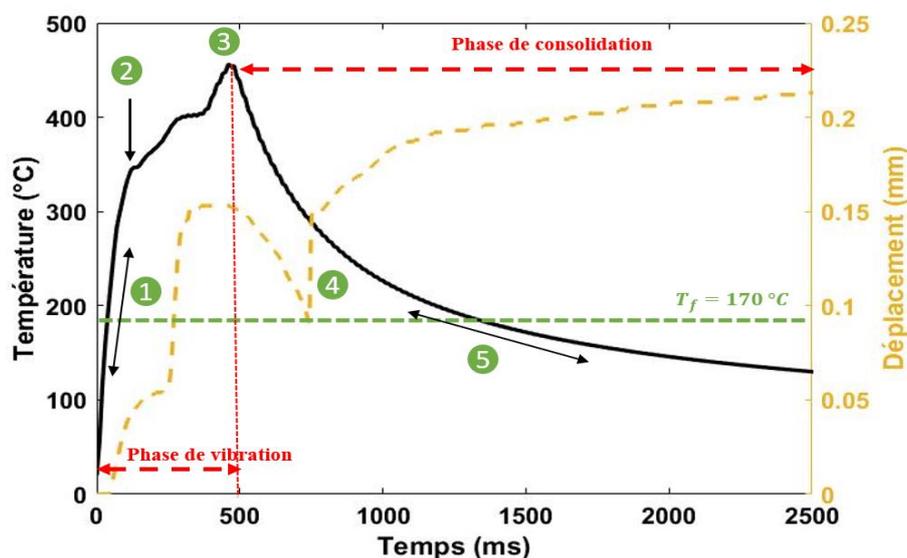


Figure V.7 : Evolution temporelle de la température (thermocouple) et du déplacement vertical de la sonotrode pour la configuration suivante : temps de soudage de 500 ms, amplitude de 35 μm et force de soudage de 400 N, illustrant les différentes étapes (1 à 5).

On peut tout d'abord remarquer sur cette figure V.7 que la durée totale de l'opération est de 2,5 secondes, ce qui est très court. Les phénomènes observés se déroulent donc tous de manière très rapide. Plusieurs étapes et points de transition peuvent être mis en évidence durant ce processus. Ce découpage s'inspire d'une analyse présentée dans [67]. Dans un premier temps (étape 1) on constate une élévation rapide de la température s'accompagnant d'un déplacement (descente) de la sonotrode. Les vibrations

provoquent un échauffement de l'interface, le chauffage du composite dû aux vibrations s'accompagne d'une dilatation thermique. Une rupture nette de pente survient ensuite au point 2, correspondant à un ralentissement puis à une seconde augmentation du déplacement. Le ralentissement peut être dû à un échauffement global des pièces provoquant leur dilatation thermique qui doit être compensée par la sonotrode pour assurer une force constante. Ce point 2 est associé au début de la fusion du PP puisqu'on a dépassé T_f . La seconde augmentation du déplacement correspond donc clairement à l'écoulement du polymère dans la zone fondue, qui n'offre alors plus qu'une faible résistance mécanique. On atteint ensuite une température maximale de 450 °C à 500 ms (point 3). Cela correspond à l'arrêt des vibrations qui est suivi immédiatement d'une diminution rapide de la température à l'interface. Cependant, après ce point, on constate une légère remontée de la sonotrode. Ceci peut être à nouveau expliqué par la diffusion de la chaleur dans les substrats qui continuent de se dilater. A partir du point 4 la sonotrode recommence à descendre. La zone d'interface est toujours au-dessus de la température de fusion et le polymère continue de s'écouler. A partir du point 5 toutes les zones de polymères sont revenues à l'état solide, la descente de la sonotrode peut être due à l'accompagnement de la contraction de l'assemblage qui se refroidit. La vitesse de refroidissement est de l'ordre de 700 à 600 °C/s juste après l'arrêt des vibrations, et ralentit progressivement jusqu'à 50 °C/s à la fin de l'opération. Durant tout le processus, la température de fusion n'a été dépassée que pendant moins d'une seconde.

Nous allons dans la suite examiner les modifications induites dans ces évolutions lors de la modification des paramètres de soudage.

V.1.4. Effet des paramètres de soudage sur l'évolution de la température et du déplacement

V.1.4.1. Echantillons soudés sans directeurs d'énergie

V.1.4.1.1. Evolution de la température

Pour évaluer l'effet des paramètres de soudage sur l'évolution de la température à l'interface, des mesures ont été effectuées en faisant varier un paramètre à la fois. Les figures V.8, V.9 et V.10 présentent respectivement les effets du temps de soudage, de la force de soudage et de l'énergie de soudage. Les flèches verticales indiquent la fin de la phase de vibration et le début de la phase de consolidation. On rappelle que l'opération complète de soudage peut être divisée en cinq étapes : (1) vibration des pièces, (2) la génération de chaleur, (3) le transfert de chaleur, (4) l'écoulement et le mouillage, et (5) la diffusion intermoléculaire [183].

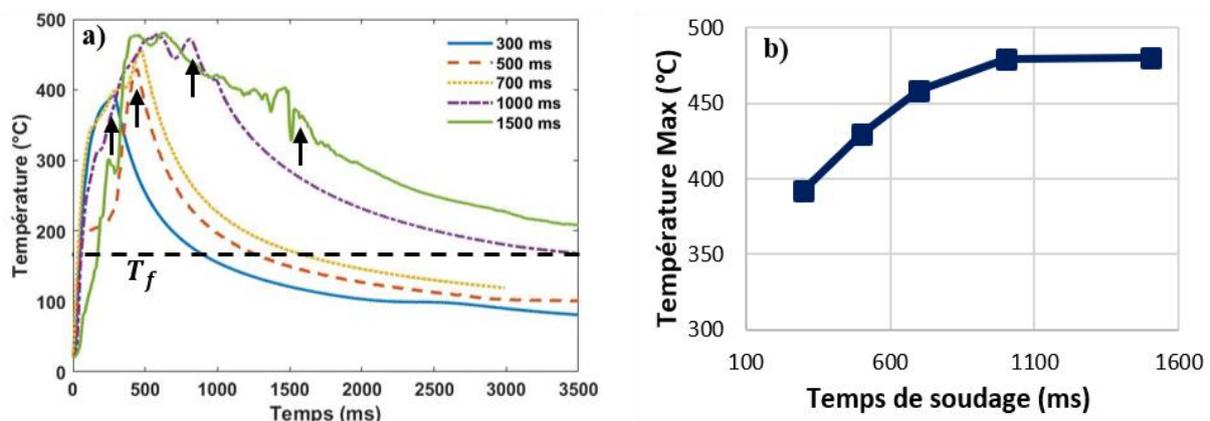


Figure V.8 : Evolution temporelle de la température en fonction du temps de soudage pour une amplitude de 35 μm et une force de soudage de 400 N.

La figure V.8.a présente l'influence du temps de soudage sur le profil de température à l'interface. Les vitesses de chauffage sont proches pour tous les temps de soudage, ce qui indique une bonne reproductibilité du test. Pour le temps de soudage le plus faible (300 ms), la température maximale atteinte est inférieure à 400 °C. A partir de 700 ms, les courbes atteignent un pic situé entre 450 et 500 °C. Enfin, les courbes avec les valeurs de temps les plus élevées (1000 ms et 1500 ms) semblent présenter un plateau à cette température maximale pendant quelques centaines de millisecondes avant de diminuer à la fin de la phase de vibration. Dans ces deux cas, la température reste donc au-dessus de la température de fusion du PP pendant presque la totalité de l'essai. La figure V.8.b montre la température maximale atteinte pour chaque combinaison. Elle augmente et se stabilise pour un temps de soudage de 1000 ms.

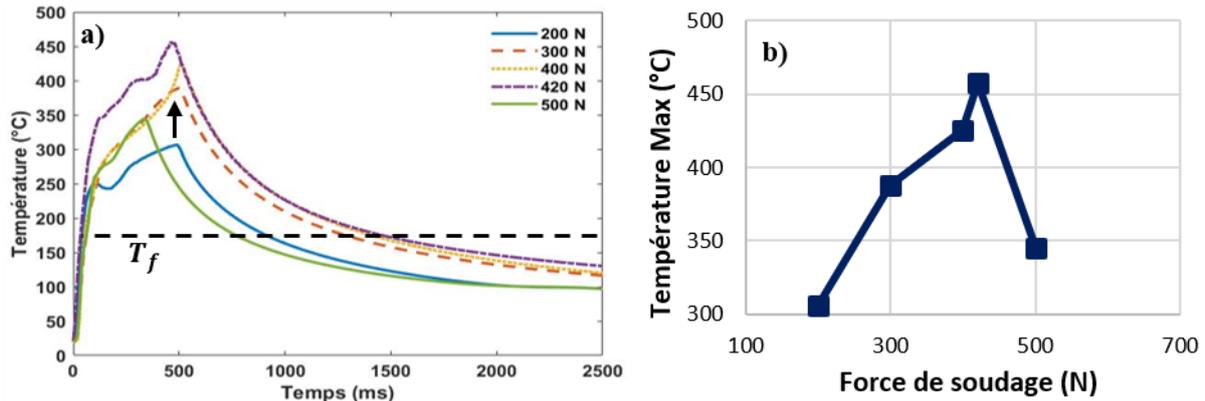


Figure V.9 : Evolution temporelle de la température en fonction de la force appliquée pour une amplitude de 35 μm et un temps de soudage de 500 ms.

La figure V.9.a présente l'influence de la force de soudage sur le profil de température à l'interface. Le temps de passage au-dessus de T_f n'est pas influencé par la force appliquée. Cependant la température maximale atteinte varie entre 300 °C (pour 200 N) et 460 °C (pour 420 N). La température diminue toujours rapidement à la même vitesse à la fin de la phase de vibration et dès lors le temps de séjour au-dessus de la température de fusion dépend de cette température maximale atteinte. Sur la figure V.9.b sont rassemblées les températures maximales atteintes en fonction de la force. On constate que jusqu'à 420 N une augmentation de la force de pression entraîne une augmentation de la température maximale ; On peut supposer que le contact intime à l'interface est facilité, et que les vibrations sont ainsi transmises plus facilement. Mais lorsque la force de pression est portée à 500 N, on obtient une température maximale plus faible (350 °C) et un arrêt prématuré de l'échauffement (avant l'arrêt des vibrations). L'hypothèse proposée est que la pression trop importante à l'interface cette fois ci « bloque » le mouvement de vibration nécessaire à l'échauffement du matériau. La force de 420 N semble donc constituer une limite haute dans ce mode pour le matériau composite étudié.

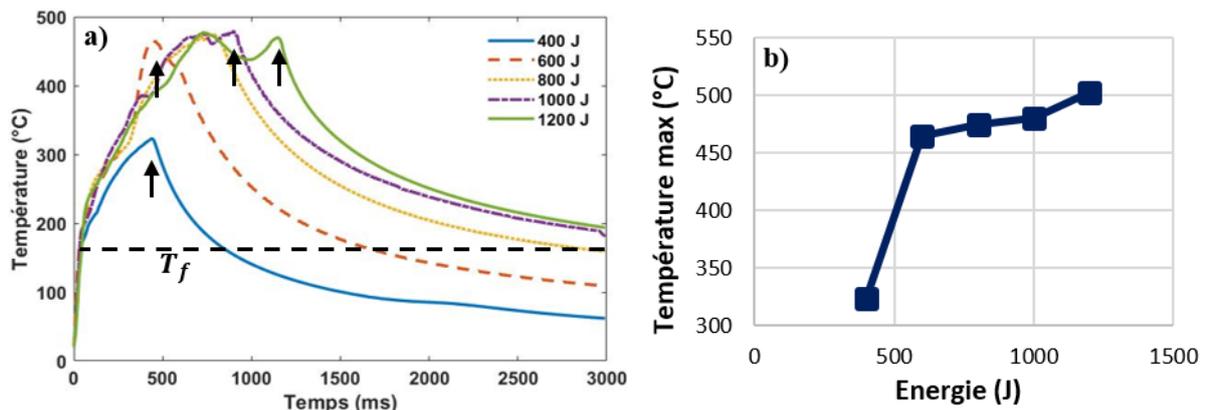


Figure V.10 : Evolution temporelle de la température en fonction de l'énergie de soudage pour une amplitude de 35 μm et une force de soudage de 300 N.

Enfin, la figure V.10.a montre l'effet de la variation de l'énergie de soudage sur l'évolution de la température, pour une force de soudage constante de 300 N et une amplitude de 35 μm . La figure V.10.b trace la température maximale en fonction de l'énergie. A 400 J, la courbe temporelle se démarque des autres, avec une montée moins rapide, et une température maximale atteinte à l'arrêt des vibrations juste supérieure à 300 °C, et donc un très court séjour de l'interface dans le domaine fondu. Dès que l'énergie atteint 600 J, on constate que la température maximale atteinte passe au-dessus de 450 °C et évolue peu, mais en revanche la durée du séjour à cette température augmente. Dans les cas extrêmes de 1000 et 1200 J, la température est toujours supérieure à T_f à la fin de l'essai, lorsque la force de pression n'est plus appliquée. Ceci peut laisser envisager des problèmes de consolidation sur les éprouvettes

V.1.4.2. Echantillons soudés avec directeurs d'énergie

V.1.4.2.1. Influence de l'énergie pour les joints soudés avec DE1

Afin d'examiner l'influence de l'énergie de soudage sur les profils de température des échantillons soudés avec le directeur d'énergie DE1, plusieurs mesures ont été effectuées. La figure V.11 illustre les données de déplacement de la sonotrode ainsi que les variations de température pour quatre niveaux d'énergie de soudage distincts.

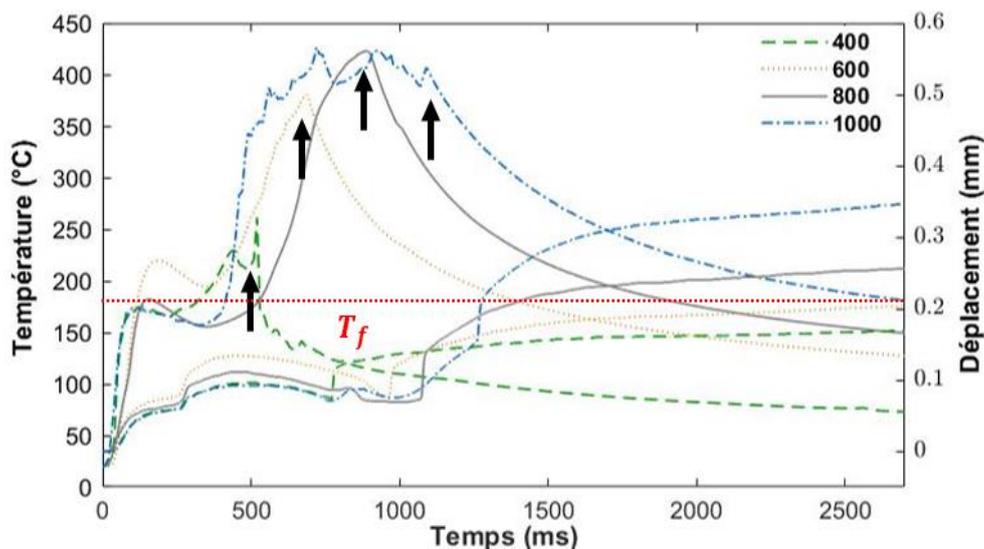


Figure V.11 : Evolution temporelle de la température d'interface et du déplacement de la sonotrode en fonction de l'énergie (légende en J) (force de soudage : 300 N, amplitude : 35 μm , directeur d'énergie : 92 μm).

Les profils d'évolution obtenus avec ce directeur d'énergie sont assez différents de ceux présentés auparavant. Les températures présentent toutes une montée suivie d'un plateau entre 150 et 200 °C. Il est possible que ce plateau corresponde au temps nécessaire à la fusion du directeur d'énergie, la montée de la température reprenant ensuite. De même que précédemment, l'augmentation de l'énergie permet d'obtenir des températures plus élevées à la fin de la phase de vibration. Pour 400 J, l'apport d'énergie est insuffisant pour obtenir des températures élevées. Au-delà, l'augmentation de l'énergie prolonge la phase de vibration et donc le séjour du matériau au-dessus de T_f .

En ce qui concerne les déplacements, on retrouve une allure générale rappelant celle de la figure V.7. Une première descente de la sonotrode, suivi d'un léger plateau pendant la fusion de l'interface, puis une reprise de la descente. Lorsque le flux de chaleur se diffuse dans toute la hauteur du substrat, la dilatation entraîne une légère remontée de la sonotrode. On a ensuite une descente coïncidant avec

l'écoulement du polymère dans la zone fondue. Cette descente ralentit fortement après l'arrêt des vibrations, mais continue à augmenter en accompagnant le refroidissement du joint. Les principales différences entre les courbes concernent le moment où se produit la phase d'écrasement, et le déplacement final atteint, ces deux valeurs augmentant avec l'énergie introduite. Le déplacement total est supérieur à l'épaisseur du directeur d'énergie, mais dans le cas 400 J, son amplitude de 0,16 mm est inférieure à celle obtenue dans une configuration de « bonne » soudure sans directeur d'énergie (0,22 mm). Pour une énergie de 1000 J, le déplacement atteint 0,35 mm, ce qui montre un écrasement proche de la somme de celui de la bonne soudure et de l'épaisseur du directeur d'énergie.

La figure V.12 présente l'évolution temporelle de la puissance de soudage issue des données machine pour des échantillons soudés avec un directeur d'énergie DE1, en fonction de différentes valeurs d'énergie de soudage. Ces résultats correspondent aux mêmes acquisitions que ceux présentés figure V.11 et peuvent en être rapprochés.

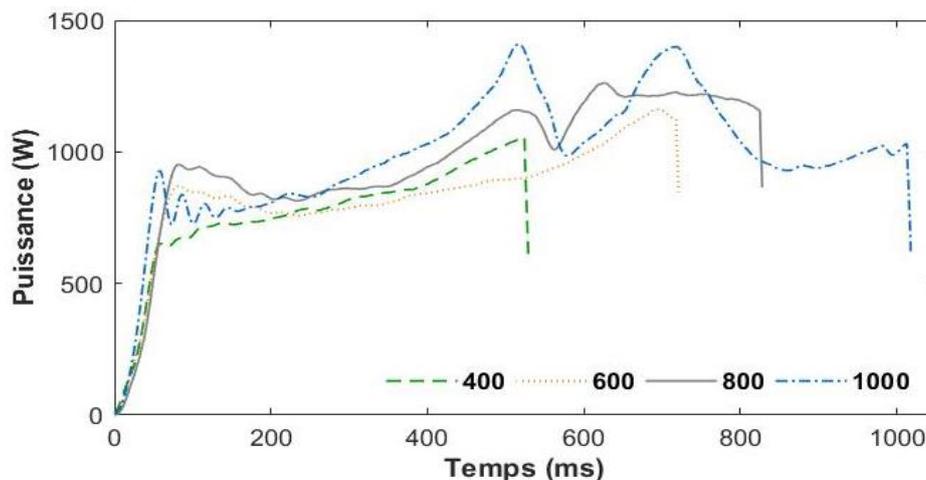


Figure V.12 : Evolution temporelle de la puissance pendant la phase de vibration pour différentes énergie (légende en J) (force de soudage : 300 N, amplitude : 35 μm , directeur d'énergie : 92 μm).

Les profils de puissance enregistrés lors des soudures présentent une variabilité considérable, et aucune tendance claire n'a pu être identifiée en modifiant l'énergie de soudage. Cette variabilité peut être attribuée à des disparités de la planéité des surfaces de contact des deux pièces à assembler, ce qui peut masquer l'effet de l'énergie de soudage [184]. Cependant, certains schémas généraux dans les profils de puissance sont observables. Le premier pic correspond au début de la vibration lorsque les films de PP sont encore solides, ce qui entraîne une demande de puissance élevée [163]. Ce pic est associé à une augmentation instantanée de la température (figure V.11). Ensuite, la puissance diminue, indiquant ainsi un chauffage progressif et une fusion du matériau à l'interface [163]. Les pics de puissance ultérieurs peuvent être liés à la présence de protubérances et d'irrégularités de surface, ce qui peut provoquer des variations dans la quantité de matériau impliqué dans le frottement. En effet, lorsque de nouvelles zones de thermoplastique solide entrent progressivement en contact et commencent à fondre, l'équipement enregistre une nouvelle demande de puissance et une augmentation du déplacement vertical, ce qui entraîne l'apparition de pics secondaires.

L'intensité de ces pics dépend principalement de l'énergie de soudage et de la force appliquée, tandis que leur forme est corrélée à la quantité de matériau en interaction : des pics larges et aplatis correspondent à une plus grande surface des pièces entrant en contact simultanément, tandis que des pics isolés et nets correspondent à une plus petite quantité de matériau [163][183]. La présence de plusieurs pics de puissance peut être interprétée comme un indicateur d'une progression adéquate de la

soudure et d'une liaison de qualité : les films de PP fondent progressivement, et les zones de soudure isolée croissent et fusionnent pour former une interface hautement adhérente [183]. Dans le cas d'une faible énergie de soudage (400 J), l'état du soudage se limite essentiellement à la phase de "fusion", indiquant une insuffisance de l'énergie de soudage. À mesure que l'énergie augmente (600 à 1000 J), les tendances générales de la puissance et de la température suivent des schémas similaires à ceux présentés dans le chapitre II, et les valeurs de pic demeurent comparables, ce qui indique un processus de soudage complet en quatre étapes.

Le tableau V.2 synthétise pour plusieurs énergies les données machine enregistrées ainsi que la température maximale atteinte. On peut noter une corrélation quasi linéaire entre l'énergie et le temps de soudage, ainsi qu'entre l'énergie et la puissance maximale. Ceci est cohérent car l'apport d'énergie se fait bien en augmentant le temps de vibration et en utilisant plus de puissance. Dans le cas du déplacement, l'évolution est linéaire en fonction de l'énergie de soudage mais augmente plus fortement à 1000 J. Pour cette dernière configuration, comme on a pu le voir dans la figure V.11, le séjour prolongé au-delà de la zone de fusion donne la possibilité à la sonotrode d'écraser une plus grande quantité de matériau et donc de se déplacer plus bas. Les températures maximales augmentent avec l'énergie mais atteignent rapidement un plateau. L'énergie supplémentaire n'est pas consommée pour augmenter la température.

Tableau V.2 : Données machine et température pour des échantillons soudés avec DE1 à diverses énergies de soudage.

DE1	Temps de soudage (ms)	Déplacement (mm)	Puissance maximale (W)	Température maximale (°C)
400 J	537	0,111	1056	261
600 J	653	0,131	1162	380
800 J	832	0,194	1262	423
1000 J	1023	0,295	1410	427

Ces résultats mettent en évidence une relation cohérente physiquement entre l'énergie de soudage, le temps de soudage, le déplacement de la sonotrode, la puissance et la température maximale enregistrée. Une augmentation de l'énergie de soudage entraîne naturellement une augmentation du temps, du déplacement, de la puissance et de la température. Ces paramètres sont étroitement liés et doivent être soigneusement ajustés pour atteindre un équilibre optimal entre la fusion des matériaux et la gestion de la chaleur générée. Cette analyse souligne l'importance de comprendre ces paramètres pour obtenir des soudures uniformes et éviter toute détérioration des matériaux.

V.1.4.2.2. Effet de l'épaisseur de directeurs d'énergie sur les joints soudés

La figure V.13 présente les évolutions temporelles de la température et du déplacement de la sonotrode pour une configuration sans directeur d'énergie et les trois configurations comprenant des directeurs d'énergie d'épaisseur croissante (DE1, DE2 et DE3). Les conditions de soudage retenues sont une énergie de 600 J, une amplitude de 35 μm , et une force de soudage de 300 N.

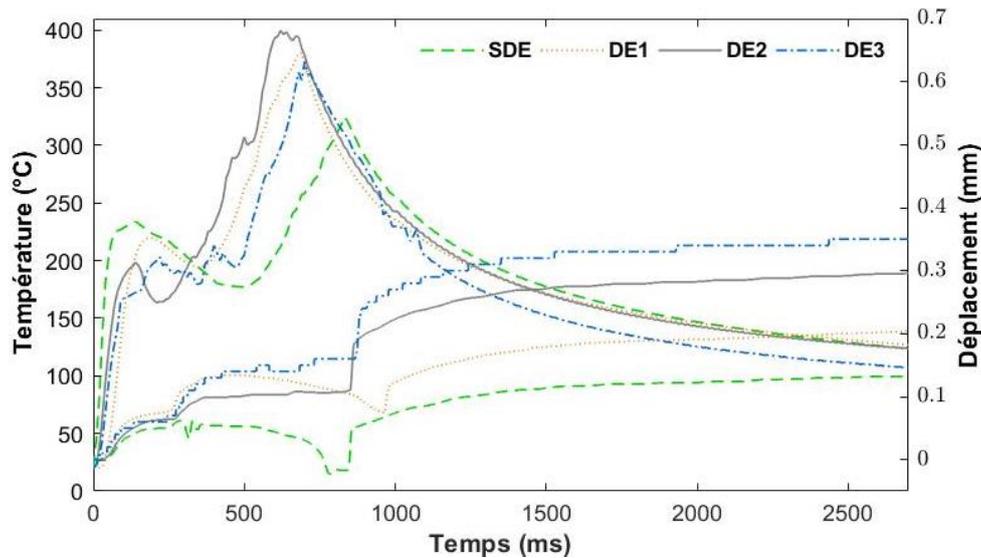


Figure V.13 : Evolution temporelle de la température et du déplacement de la sonotrode pour différentes configurations de directeurs d'énergie (énergie de soudage : 600 J, force de soudage : 300 N, amplitude : 35 μm).

Toutes les courbes présentent un profil similaire, avec les mêmes étapes que celles identifiées pour DE1 à 600 J sur la figure V.11 précédemment, à savoir une montée rapide, un plateau correspondant à la fusion du polymère, puis une remontée jusqu'à la fin des vibrations, et une descente avec une vitesse identique pour toutes les courbes. En ce qui concerne les déplacements, on a une montée puis un plateau pendant la fusion, une nouvelle montée suivie d'un plateau correspondant à la dilatation du matériau, et un écrasement plus brutal lorsque toute la zone d'interface est fondue. Après l'arrêt des vibrations, l'écrasement se produit à une vitesse plus faible, et, une fois que la température de fusion est franchie, la sonotrode accompagne la contraction thermique du joint. Les différences observables lorsqu'on augmente l'épaisseur du directeur d'énergie sont les déplacements de sonotrode à la fin du soudage, ce qui est cohérent avec une épaisseur à fondre plus grande lorsqu'on ajoute des films. Lorsque le directeur d'énergie est absent (SDE), l'élévation de température initiale est plus rapide, les vibrations n'étant pas dissipées dans le film polymère. Le plateau qui suit est plus long et la température maximale est donc atteinte plus tardivement, pour une valeur inférieure de 50 °C par rapport à celles atteintes avec les directeurs d'énergie. En ce qui concerne le déplacement de la sonotrode, on a un comportement similaire mais avec des valeurs beaucoup plus faibles. L'absence de directeur d'énergie limite la température maximale atteinte ainsi que la possibilité d'écrasement, ce qui explique ce résultat.

La figure V.14 présente les courbes d'évolution temporelle de la puissance pendant la phase de vibration pour les quatre configurations de soudage présentés dans la figure V.13, à savoir les cas sans directeur d'énergie (SDE), avec le directeur d'énergie DE1, avec le directeur d'énergie DE2 et avec le directeur d'énergie DE3.

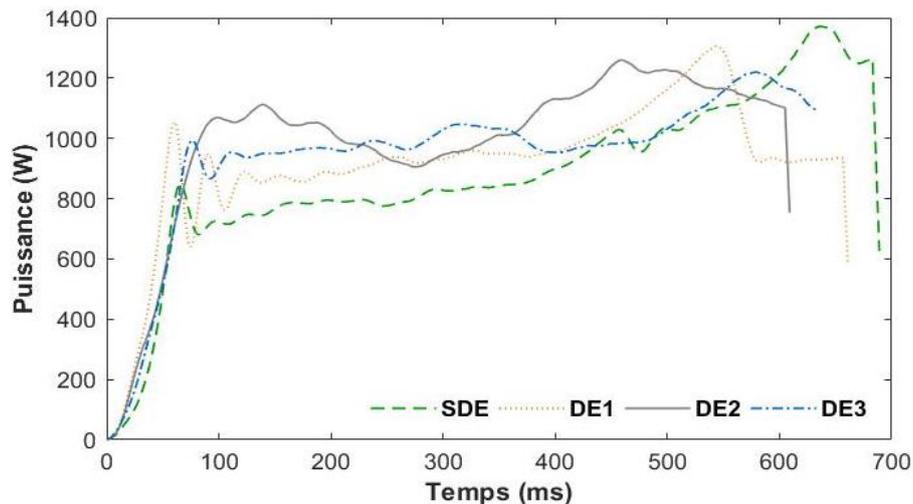


Figure V.14 : Evolution temporelle de la puissance pendant la phase de vibration pour différentes configurations de directeurs d'énergie (énergie de soudage : 600 J, force de soudage : 300 N, amplitude : 35 μm).

Une analyse globale des courbes de puissance révèle rapidement des différences significatives lorsque l'épaisseur du directeur d'énergie diminue. Le comportement des courbes pour DE1 de 92 μm d'épaisseur a déjà été largement détaillé dans la section V.1.3.2.1. La figure V.14 confirme que, pour DE2 de 159 μm et DE3 de 231 μm d'épaisseur, les courbes suivent les étapes typiques du processus de soudage par ultrasons. Une fois que le DE commence à fondre, le déplacement vers le bas de la sonotrode augmente (figure V.14). Cela correspond à une augmentation de la puissance due à l'impédance du DE fondu. Cette augmentation de puissance est compensée par une diminution de la puissance associée à la fusion locale des substrats à l'interface de soudage, ce qui entraîne un deuxième pic de puissance et une diminution ultérieure de la puissance. Cela montre que, pour les échantillons soudés avec des DE de 159 μm et 231 μm d'épaisseur, le directeur d'énergie fond et s'écoule hors de l'interface avant que les substrats ne commencent à fondre.

Pour les échantillons sans directeur d'énergie, les niveaux du pic initial et du plateau qui suit sont inférieurs à ce qui est observé pour les directeurs d'énergie. Les vibrations sont poursuivies plus longtemps et un supplément de puissance est appelé à la fin du processus. Ceci est corrélé au retard dans l'évolution de la température observé pour cette configuration sur la figure V.13.

Le tableau V.4 résume les données de sortie de la machine et la température maximale pour les différentes configurations étudiées. Les conditions de soudage sont toujours ici une énergie de soudage de 600 J, une amplitude de 35 μm et une force de soudage de 300 N.

Tableau V.3 : Données machine et température pour des échantillons soudés avec et sans directeur d'énergie.

600 J	Temps de soudage (ms)	Déplacement (mm)	Puissance maximale (W)	Température maximale ($^{\circ}\text{C}$)
SDE	691	0,11	1372	325
DE1	665	0,14	1307	380
DE2	613	0,234	1260	400
DE3	645	0,288	1220	373

L'examen de ce tableau montre tout d'abord que les temps de soudage varient peu. La puissance maximale décroît légèrement avec l'épaisseur du directeur d'énergie. Ces deux données sont très dépendantes du niveau d'énergie choisi, qui est ici le même pour toutes les configurations. Le déplacement de la sonotrode augmente avec l'épaisseur du directeur d'énergie. La zone fondue est plus

importante et la sonotrode va parcourir un trajet plus long avant de rencontrer une résistance. On remarque cependant que l'augmentation du déplacement est inférieure à l'augmentation des épaisseurs des directeurs d'énergie. Une zone de matière plus importante doit donc subsister à l'interface. Enfin, les températures atteintes avec directeurs d'énergie restent dans la même gamme entre 350 et 400 °C. Comme constaté plus haut, la température maximale est plus faible en l'absence de directeur d'énergie.

L'analyse des données met en lumière l'impact relatif de l'épaisseur du directeur d'énergie sur le processus de soudage par ultrasons. Bien que le temps de soudage et le déplacement de la sonotrode restent relativement stables, l'utilisation de directeurs d'énergie semble avoir un effet notable sur la puissance électrique et la température maximale. Il reste à examiner la performance mécanique des soudures ainsi obtenues.

V.2. Effet des paramètres de soudage sur les propriétés mécaniques

En partant des configurations de référence identifiées dans le chapitre IV à l'aide de la méthode des plans d'expérience, il est possible d'explorer de manière détaillée les effets de chaque paramètre de soudage sur la résistance à la rupture des joints simple recouvrement (LSS). Cinq niveaux ont été sélectionnés pour chaque paramètre afin de trouver les conditions de soudage optimales pour obtenir la plus haute LSS. Les expériences ont été menées en faisant varier un paramètre à la fois. L'effet des directeurs d'énergie a également été inclus dans l'étude.

V.2.1. Effet de la présence d'un thermocouple sur les propriétés mécaniques

Il est intéressant de vérifier si la présence d'un thermocouple dans la zone soudée a une influence sur les propriétés mécaniques du joint. Les LSS d'échantillons soudés avec (A_TC) et sans (S_TC) la présence de thermocouples pendant le processus de soudage ont donc été comparées. Les résultats sont présentés dans la figure V.15. Les paramètres de soudage choisis sont un temps de soudage de 500 ms, une force de soudage de 200 N et une amplitude de 35 μm .

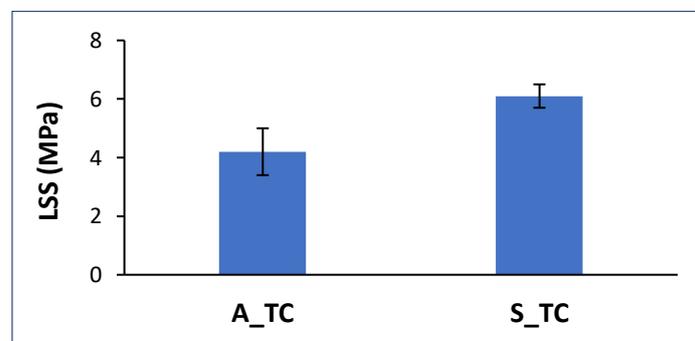


Figure V.15 : LSS moyenne obtenue avec (A_TC) et sans (S_TC) thermocouple (temps de soudage : 500 ms, amplitude 35 μm et force de soudage : 200 N).

Les résultats montrent sans ambiguïté que la présence d'un thermocouple altère la résistance mécanique du joint. La LSS passe de 6 MPa à 4,2 MPa lorsqu'un thermocouple est présent. Plusieurs explications peuvent être proposées pour expliquer cet effet. Tout d'abord le thermocouple, en modifiant la répartition des efforts pendant le soudage, ou en jouant le rôle d'un concentrateur local d'énergie (directeur d'énergie) qui va détériorer la zone qui l'entoure, peut nuire à la qualité du joint obtenu. L'autre piste d'explication est que le thermocouple constitue une singularité dans le joint et peut être à l'origine de contraintes qui vont initier la fissuration lors de la sollicitation mécanique. Quelle que soit l'explication, ce résultat montre qu'il n'est pas possible d'instrumenter le processus de soudage en introduisant systématiquement des thermocouples à l'interface de façon à avoir un contrôle en ligne du process. De même l'introduction de thermocouples dans une pièce, au même titre que d'autres capteurs

d'environnement, est souvent envisagée pour instrumenter des structures pendant leur durée de vie. Les zones de soudure pouvaient constituer des emplacements intéressants pour la localisation de ces thermocouples.

V.2.2. Joints soudés sans directeurs d'énergie

V.2.2.1. Effet du temps de soudage

Les résultats de LSS pour différents temps de soudage sont présentés dans la figure V.16.a. On constate que les valeurs de LSS augmentent avec le temps de soudage jusqu'à atteindre un maximum de 9,6 MPa pour LSS1 et 9,8 MPa pour LSS2 à 700 ms, puis diminuent légèrement pour des temps de soudage supérieurs à 700 ms. On remarque aussi qu'une augmentation du temps de soudage à 1000 ms ne contribue qu'à améliorer l'efficacité du soudage (LSS1 et 2 deviennent égales) et non sa qualité (leurs valeurs diminuent). LSS atteint son minimum à un temps de soudage de 1500 ms en raison de la dégradation du polymère due à une exposition prolongée aux vibrations ultrasoniques et à l'augmentation de la température

La figure V.16.b montre l'évolution du pourcentage de la surface soudée en fonction du temps de soudage. Cette évolution est bien entendu totalement corrélée au rapprochement de LSS1 et LSS2.

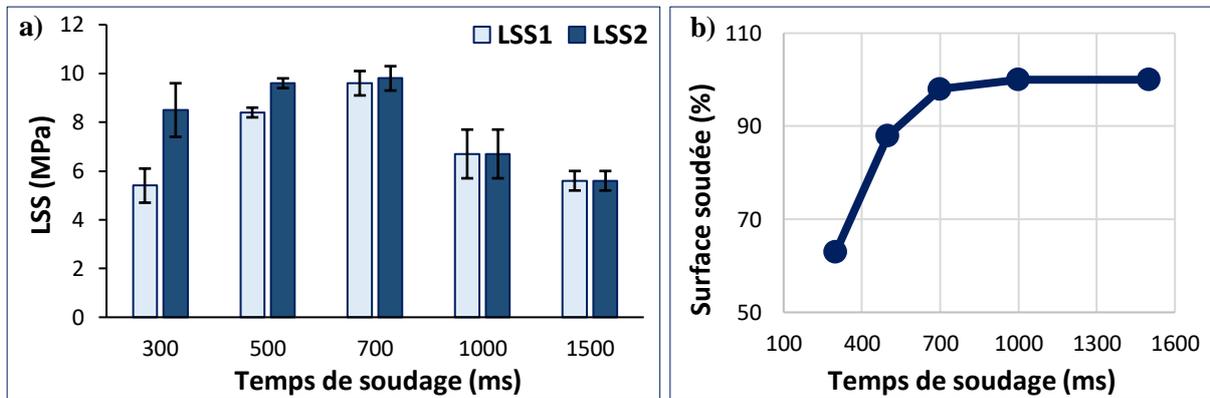


Figure V.16 : a) LSS1 et LSS2 et b) Pourcentage de surface soudée pour différentes valeurs de temps de soudage (amplitude : 35 μ m et force de soudage : 400 N).

Pour comprendre la cause de la diminution significative de LSS des joints, les faciès de rupture des soudures après les essais mécaniques ont été examinées à l'aide d'un microscope optique numérique (figure V.17).

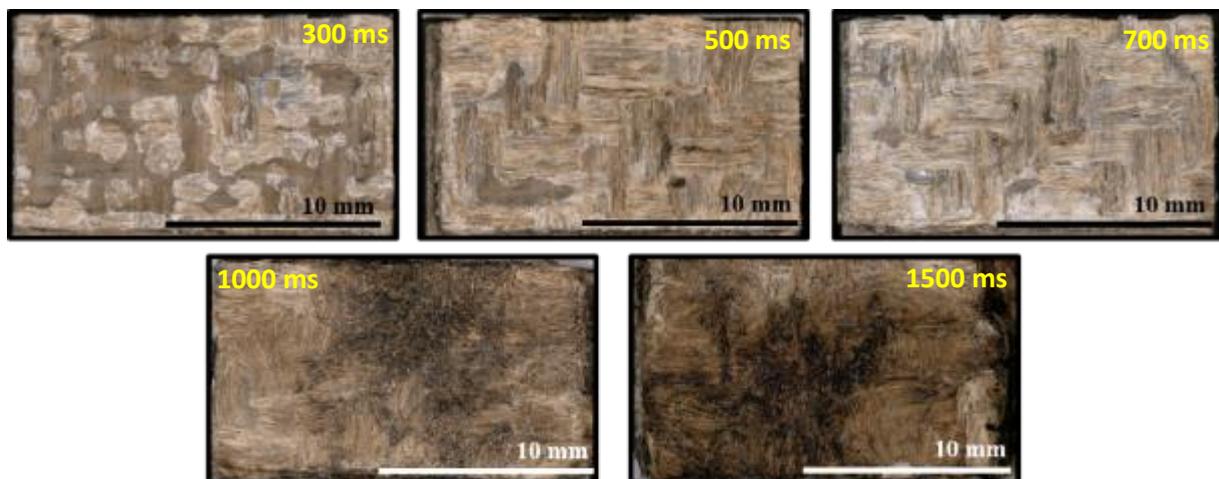


Figure V.17 : Faciès de rupture des échantillons soudés avec différentes valeurs de temps de soudage.

Les faciès de rupture font apparaître des zones peu ou pas soudées pour un temps de soudage inférieur à 700 ms (figure V.18.a). Ceci est dû à un apport de chaleur insuffisant pour faire fondre le polypropylène. Cela permet d'expliquer les faibles valeurs de LSS1 et LSS2 obtenues à 300 ms et 500 ms. Au-delà de 700 ms (figure V.18.b), les faciès de rupture font apparaître des zones noircies, plus ou moins étendues, des déformations dans l'orientation des fibres et une expulsion de matériaux fondus sur les bords de la zone de recouvrement. La LSS atteint son minimum pour un temps de soudage de 1500 ms en raison de la dégradation du polymère due à une exposition prolongée aux vibrations ultrasoniques et à l'augmentation de la température.

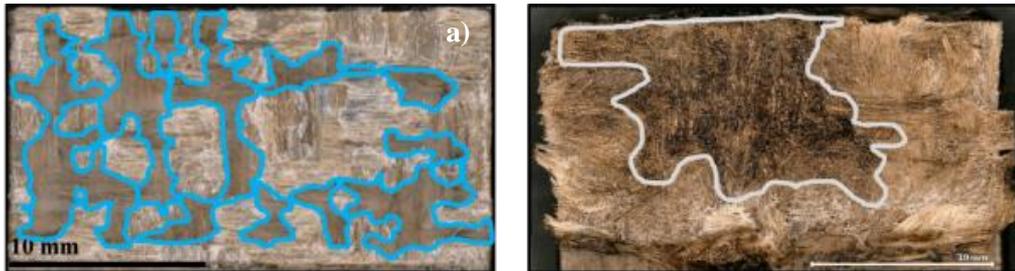


Figure V.18 : : a) Zones non soudées (temps de soudage : 300 ms), b) Zones noircies (temps de soudage : 1000 ms).

V.2.2.2. Effet de la force de soudage

L'évolution de LSS1 et LSS2 en fonction de la force de soudage est présentée sur la figure V.19.a. Les deux contraintes suivent une même tendance, une augmentation entre 200 et 420 N puis une diminution à 500 N. L'augmentation de LSS1 est de 77% et elle est de 17% pour LSS2. Un optimum est donc atteint pour 420 N avec une valeur de LSS1 de 9,9 MPa et une valeur de 10,3 MPa pour LSS2. La figure V.19.b montre la proportion de surface soudée en fonction de la force de soudage. Une évolution analogue à celle des deux LSS est observée. Le pourcentage de surface soudée augmente jusqu'à 420 N (96%) puis diminue ensuite (80% pour 500 N). Il est intéressant de comparer cette évolution à celle de la température maximale atteinte en fonction de la force (figure V.19.b). On peut émettre l'hypothèse que le pourcentage de surface soudée dépend de la température atteinte à l'interface.

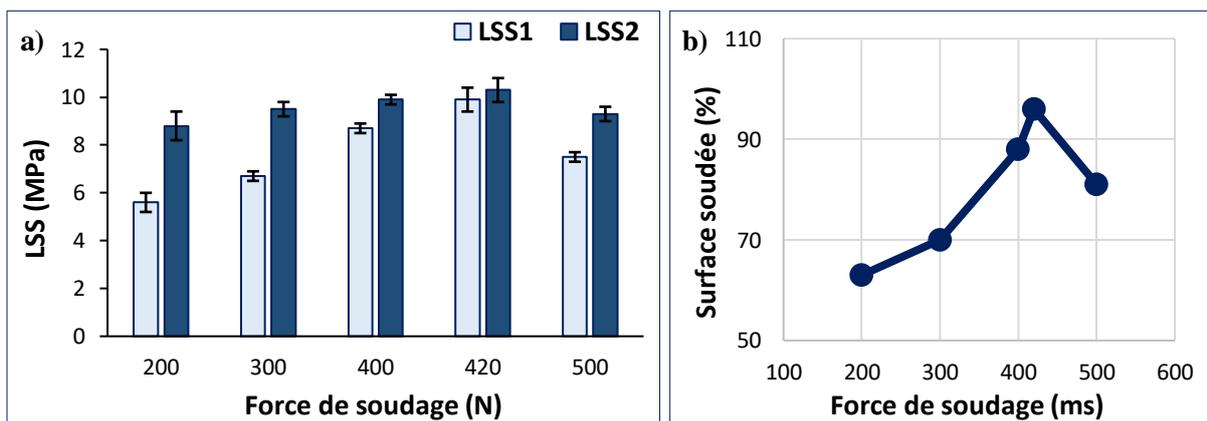


Figure V.19 : a) LSS1 et LSS2 et b) Pourcentage de surface soudée pour différentes valeurs de force de soudage (amplitude : 35 μ m et temps de soudage : 500 ms).

L'observation des faciès de rupture (figure V.20) des soudures permet là encore d'apporter des éléments de compréhension de ces résultats.

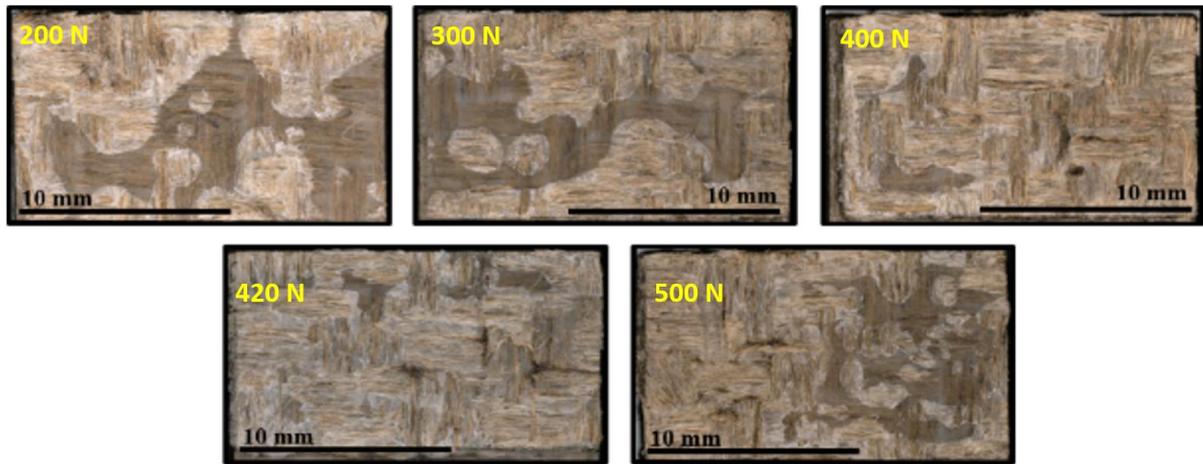


Figure V.20 : Faciès de rupture des échantillons soudés avec différentes valeurs croissantes de force de soudage.

Pour les éprouvettes soudées avec une force inférieure à 420 N, de nombreuses zones non soudées sont observables à l'interface. La localisation de ces zones varie d'une éprouvette à l'autre. Ce défaut entraîne deux conséquences sur le comportement mécanique. D'une part la zone travaillant en cisaillement est réduite, d'où la faible valeur de LSS1, et d'autre part la présence de nombreuses singularités au bord des zones collées multiplie les sites d'initiation de rupture, d'où la valeur plus faible de LSS2 (figure V.21.a). Les forces inférieures à 420 N ne permettent pas un bon contact et donc une bonne transmission d'énergie et une fusion complète de l'interface. A 420 N, la fusion a pu se produire et la zone de recouvrement est à peu près totalement soudée. En revanche à 500 N (figure V.21.b), on retrouve des zones non soudées en raison d'une fusion non complète. On peut réitérer l'explication proposée précédemment sur une force trop importante « bloquant » le faible mouvement nécessaire entre les deux surfaces pour que les vibrations échauffent l'interface.

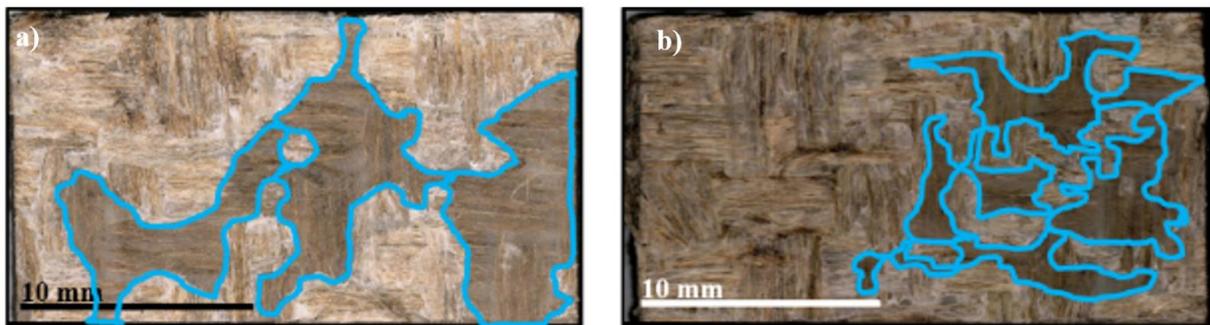


Figure V.21 : Zones non soudées : a) force de soudage : 300 N, b) force de soudage : 500 N.

V.2.2.3. Effet de l'énergie de soudage

Les résultats de LSS pour différentes énergies de soudage sont présentés dans la figure V.22.a, l'évolution du pourcentage d'aire soudée dans la figure V.22.b et les faciès de rupture associés dans la figure V.23.

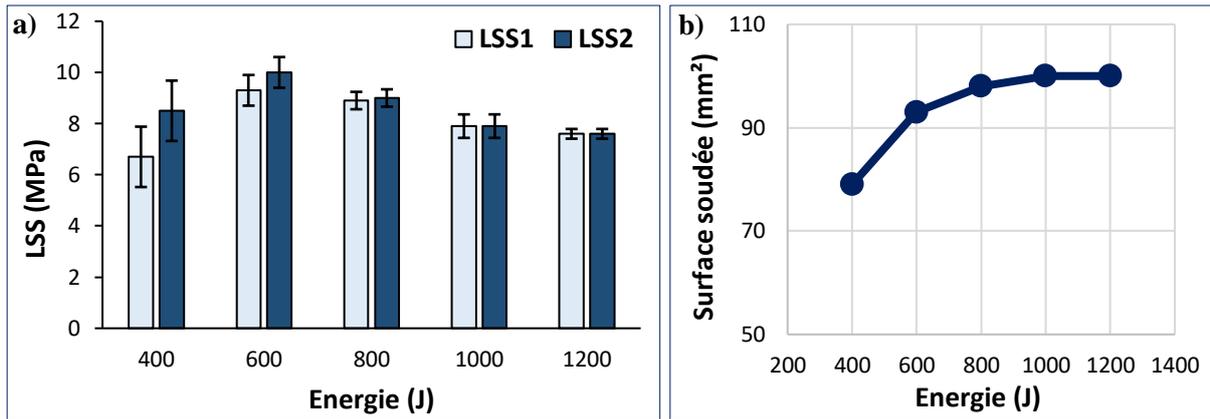


Figure V.22 : a) LSS1 et LSS2 et b) Pourcentage de surface soudée pour différentes valeurs d'énergie de soudage (amplitude : 35 μm et force de soudage : 300 N).

Les faibles valeurs de LSS1 et LSS2 obtenues pour des énergies inférieures à 600 J sont dues à une faible surface soudée. Si on rapproche cette observation des résultats en température présentés précédemment sur la figure V.10, on peut en déduire que la température d'interface n'a jamais été assez élevée ni maintenue assez longtemps pour obtenir une bonne fusion. A 600 J en revanche la surface est presque totalement soudée, avec les valeurs de LSS1 et LSS2 les plus élevées. Au-delà de cette énergie, la surface devient pratiquement totalement soudée mais les performances mécaniques décroissent. La comparaison avec l'histoire thermique de la figure V.10 permet là encore d'apporter une explication. La température a été suffisante pour obtenir une bonne fusion, mais elle a été maintenue trop longtemps à haut niveau et la qualité de l'interface s'est dégradée, au niveau des fibres et/ou de la matrice, diminuant ainsi la résistance mécanique.

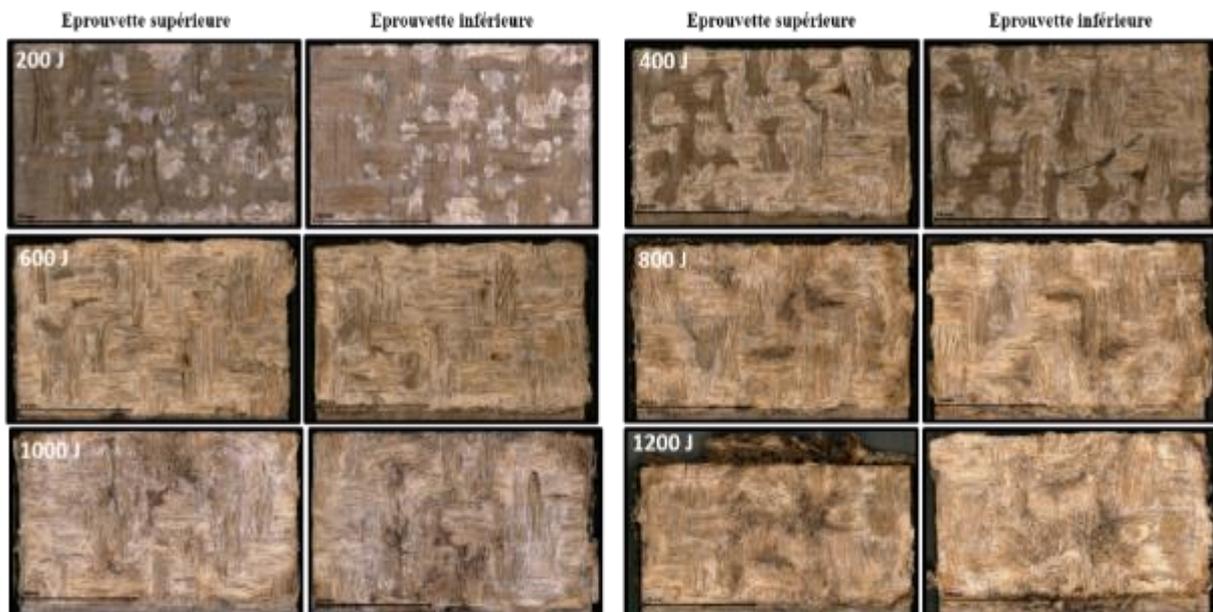


Figure V.23 : Faciès de rupture des échantillons soudés pour des valeurs croissantes d'énergie de soudage.

V.2.2.4. Effet de l'amplitude de vibration

L'influence de l'amplitude de vibration, qui n'a pas été évoquée jusqu'à maintenant, n'a été étudiée que du point de vue de la résistance LSS1 (figure V.24). LSS1 croît régulièrement de 6,6 MPa pour une amplitude de 30 μm jusqu'à 9,9 MPa pour 40 μm . Là encore les faciès de rupture (figure V.25) révèlent

que ces valeurs sont liées à une proportion croissante de surface fondue. A $40\ \mu\text{m}$, on observe des zones noircies à l'interface. Bien que les performances mécaniques soient élevées, ces zones brûlées restent indésirables. Il est possible de conclure que l'amplitude peut être choisie autour de $35\ \mu\text{m} \pm 2\ \mu\text{m}$ afin de ne prendre aucun risque. Dans cette zone, l'effet du paramètre restera faible.

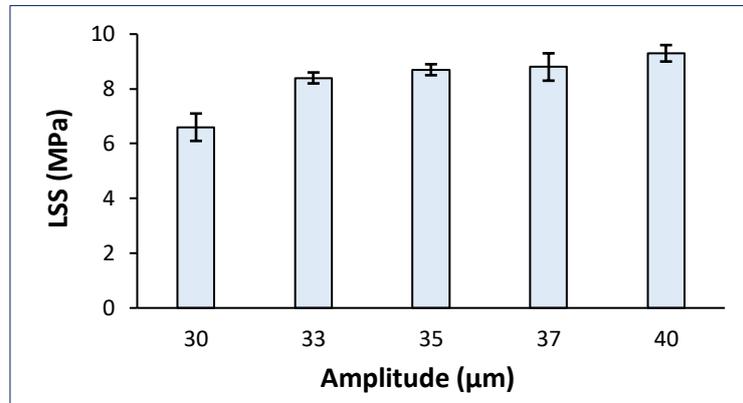


Figure V.24 : LSS des échantillons soudés avec différentes valeurs d'amplitude (temps de soudage : 500 ms et force de soudage : 400 N).

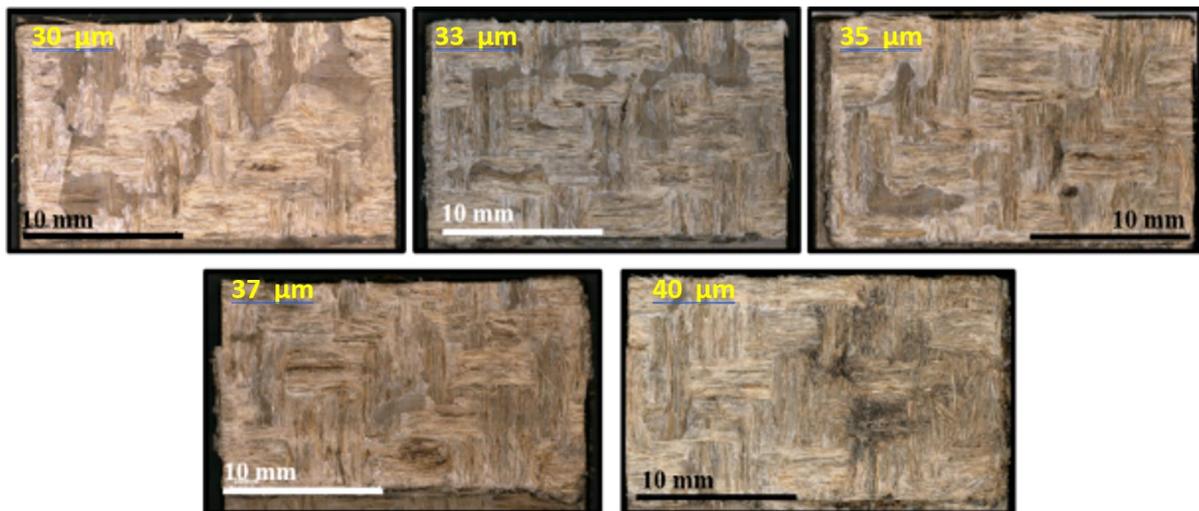


Figure V.25 : Faciès de rupture des échantillons soudés avec des valeurs croissantes d'amplitude.

V.2.2.5. Effet du temps de consolidation

Là encore l'effet du temps de consolidation (temps de maintien de la force après l'arrêt des vibrations), n'a été évalué qu'en prenant en considération la valeur de LSS1. Les essais ont été menés avec un temps de soudage de 500 ms, une amplitude de $35\ \mu\text{m}$ et une force de soudage à 400 N. La force de consolidation est donc également de 400 N. La figure V.26 montre que les valeurs de LSS restent identiques quel que soit le temps de consolidation, et restent supérieures à 9 MPa.

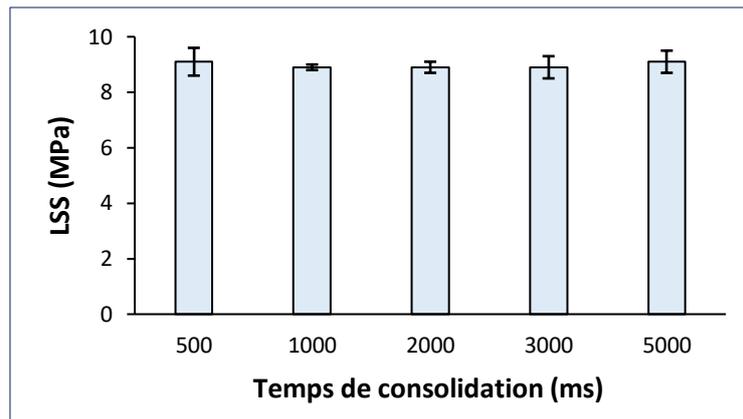


Figure V.26 : LSS des échantillons soudés avec différentes valeurs du temps de consolidation (temps de soudage : 500 ms, amplitude : 35 μ m et force de soudage : 400 N).

Les faciès de rupture (figure V.27) présentent également tous des aspects similaires. Ce résultat est attendu car il est peu probable qu'une modification intervienne lorsqu'on supprime la force alors que polymère est déjà revenu dans son état solide, ce qui est le cas pour les temps choisis. Le choix d'un temps de consolidation beaucoup plus court pourrait éventuellement provoquer des effets mesurables, mais n'aurait que peu d'intérêt du point de vue du process.

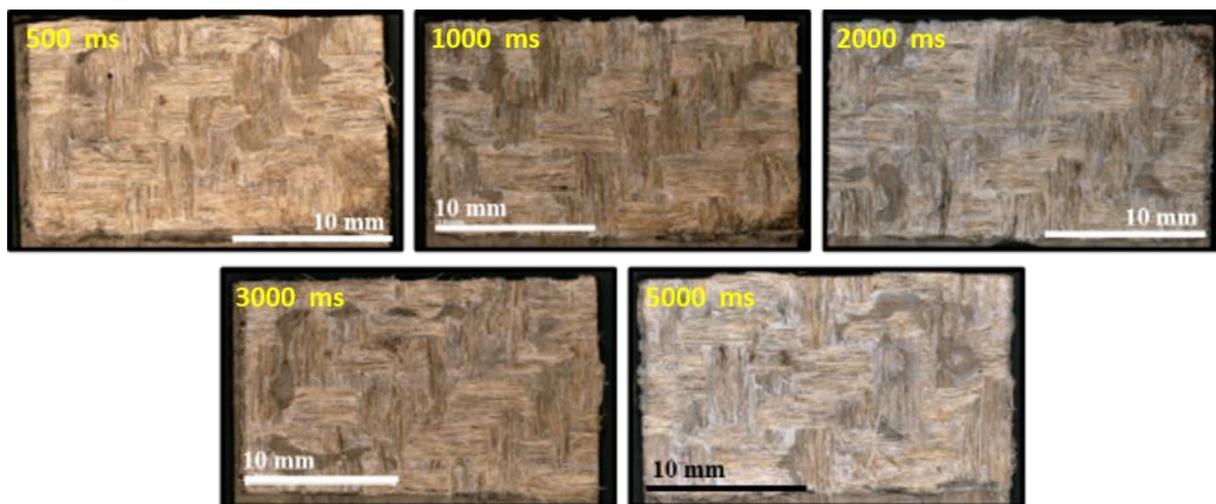


Figure V.27 : Faciès de rupture des échantillons soudés avec des valeurs croissantes du temps de consolidation.

V.2.3. Joints soudés avec directeurs d'énergie

Les principales études présentées précédemment sont reprises ici dans le cas de la présence d'un directeur d'énergie.

V.2.3.1. Effet du temps de soudage

L'ensemble des résultats obtenus sans directeur d'énergie et avec les configurations DE1, DE2 et DE3 sont résumés dans la figure V.28 et dans le tableau V.5. La valeur de LSS obtenue y est présentée en fonction du temps de soudage.

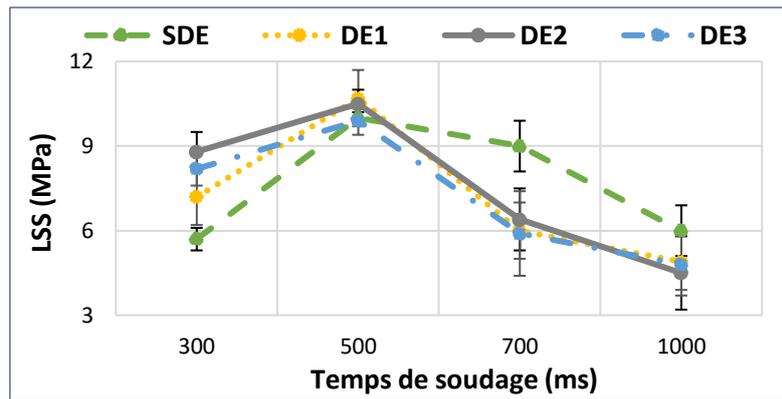


Figure V.28 : LSS des échantillons soudés avec et sans directeur d'énergie en mode temps (force de soudage : 400 N, amplitude : 35 μ m).

La résistance à la rupture (LSS) augmente avec la durée de soudage jusqu'à 500 ms, puis diminue ensuite, et ceci pour toutes les configurations. À une durée de soudage de 500 ms, on obtient les valeurs les plus élevées de LSS, avec une moyenne d'environ 10 MPa pour tous les cas.

Tableau V.4 : LSS des joints soudés avec et sans DE pour différentes valeurs du temps de soudage.

LSS (MPa)	SDE	DE1	DE2	DE3
300 ms	5,7 ± 0,4	7,2 ± 0,7	8,8 ± 0,2	8,2 ± 0,6
500 ms	10,0 ± 0,2	10,7 ± 0,5	10,5 ± 0,5	9,9 ± 0,5
700 ms	9,0 ± 0,9	6,0 ± 1,1	6,4 ± 0,9	5,9 ± 1,5
1000 ms	6,0 ± 0,9	4,9 ± 1,3	4,5 ± 1,9	4,8 ± 1,1

En ce qui concerne l'effet des directeurs d'énergie, DE1, DE2 et DE3 montrent des améliorations significatives de la LSS par rapport aux soudures sans directeur d'énergie (SDE) lorsque le temps de soudage est de 300 ms et 500 ms. Pour un temps de soudage de 300 ms, DE2 présente la meilleure performance avec une LSS de 8,8 MPa, suivi de près par DE3 avec 8,2 MPa. DE1 montre également une augmentation notable de la résistance à la rupture, atteignant 7,2 MPa. Lorsque le temps de soudage est de 500 ms, les directeurs d'énergie DE1, DE2 et DE3 affichent des performances similaires, avec des valeurs de LSS d'environ 10,5 MPa à 10,7 MPa. Cependant, pour des temps de soudage plus longs (700 ms et 1000 ms), les échantillons soudés sans directeur d'énergie semblent présenter une LSS légèrement supérieure à celle des échantillons avec DE1, DE2 et DE3.

Les faciès de rupture correspondants sont présentés sur la figure V.29. Les faciès de rupture des joints soudés sans DE sont présentés dans les figures V.29 (a1-a4). Précédemment, pour une surface de recouvrement de 25 x 15 mm², le temps de soudage optimal avait été évalué à 700 ms (section V.2.2.1). Cependant, avec la réduction de la surface à 25 x 10 mm², ce temps optimal passe à 500 ms, puisqu'au-delà on obtient des zones noircies à l'interface, et une diminution des propriétés.

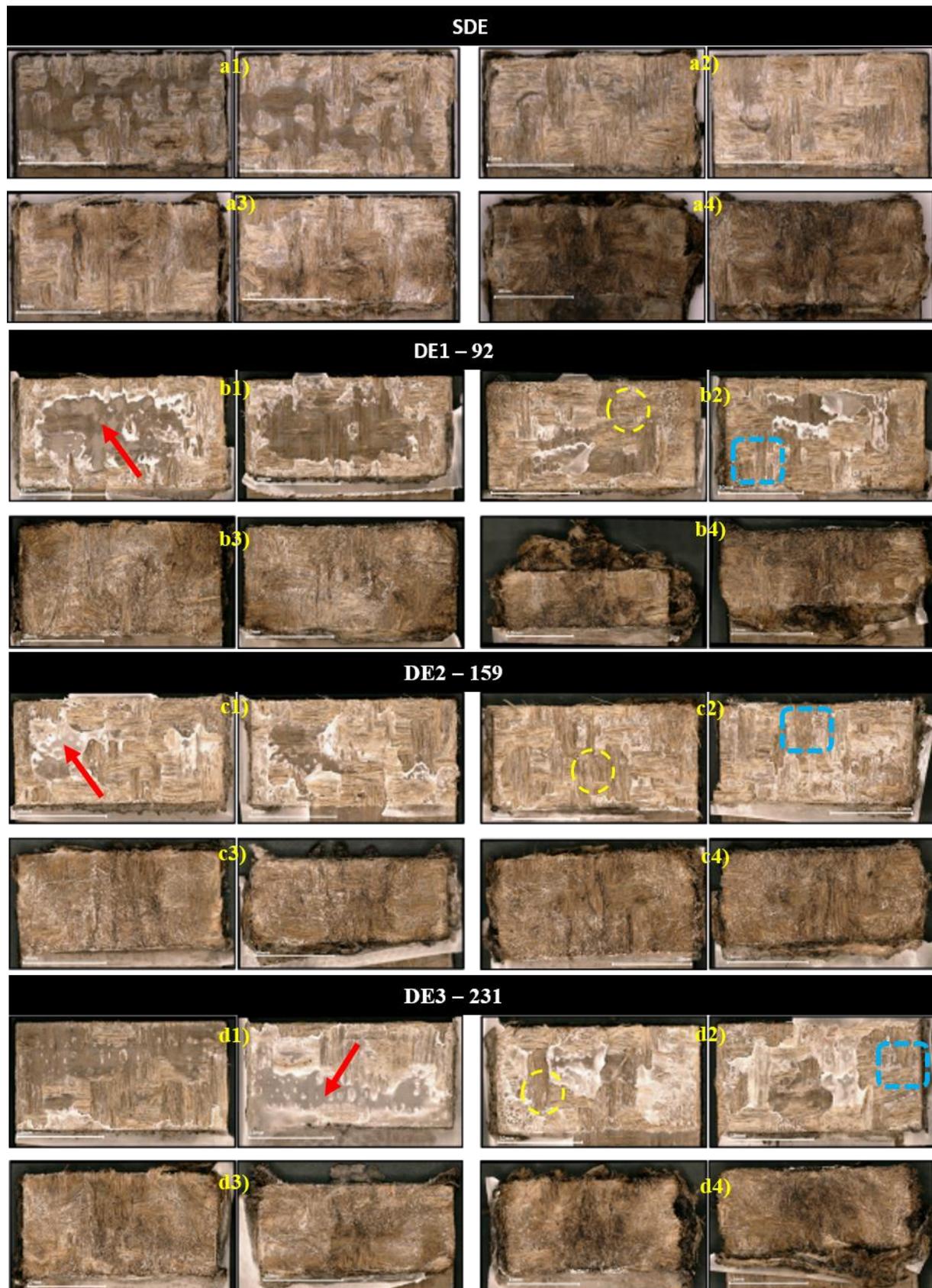


Figure V.29 : Faciès de rupture des échantillons soudés avec et sans DE avec différentes valeurs de temps de soudage. a1- d1) 300 ms, a2 - d2) 500 ms, a3- d3) 700 ms, a4 - d4) 1000 ms.

Plusieurs modes de rupture ont été observés, comme illustré dans la figure V.29. Ces modes comprennent les ruptures cohésives et mixtes (cohésives/adhésives). La rupture cohésive se produit au sein d'un matériau et concerne les couches d'interface de chaque substrat, le long du joint soudé. On retrouve alors du matériau appartenant au substrat opposé sur chacune des deux surfaces. Ce type de rupture est obtenu pour un temps de 500 ms. Elle se caractérise par des déchaussements fibre/matrice (représentés par un cercle en ligne pointillée jaune) et des zones de rupture ductile de la matrice (illustrées par une forme rectangulaire en bleu), comme on peut les voir dans les figures V.29.b2, c2 et d2. On note également la déchirure des faisceaux de fibres dans certaines parties des interfaces. Le deuxième type de rupture observé est la rupture mixte cohésive/adhésive, qui se produit pour les échantillons soudés avec un temps de soudage de 300 ms. Cette rupture se caractérise par des zones solidement soudées (rupture cohésive) et d'autres zones faiblement soudées (rupture adhésive) (figures V.29.b1, c1 et d1). Dans ces zones de rupture adhésive, on peut encore distinguer les restes du directeur d'énergie (DE), indiqués par les flèches rouges, mettant en évidence un processus de soudage incomplet (adhérence du directeur d'énergie sur un seul substrat). La rupture adhésive est une conséquence de zones non soudées et d'une faible interdiffusion des macromolécules entre le substrat et le DE. Lorsque les échantillons sont soumis à des temps de soudage plus longs, dépassant 700 ms (figures V.29.b3, c3 et d3), des dommages significatifs sont observés. Pour un temps de 1000 ms (figures V.29.b4, c4 et d4), on constate même un endommagement de la surface de la pièce supérieure par la sonotrode qui y provoque une forte indentation accompagnée d'un écrasement et d'un déplacement des fibres. Dans ce cas précis, la pièce ne possède plus aucune résistance mécanique et peut être rompue manuellement.

En résumé les directeurs d'énergie contribuent à concentrer davantage d'énergie à l'interface, permettant ainsi une résistance au cisaillement en simple recouvrement (LSS) plus élevée par rapport aux configurations sans DE. Cette observation est cohérente avec les résultats de Tao et al., [17] présentés au chapitre I.

V.2.3.2. Effet de l'énergie de soudage

L'ensemble des résultats obtenus sans directeur d'énergie et avec les configurations DE1, DE2 et DE3 sont résumés dans la figure V.30 et dans le tableau V.6. La valeur de LSS obtenue y est présentée en fonction de l'énergie de soudage.

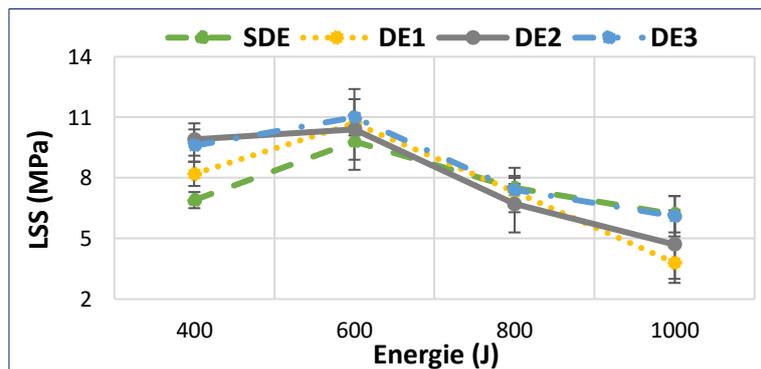


Figure V.30 : LSS des échantillons soudés avec et sans directeur d'énergie en fonction de l'énergie (force de soudage : 300 N, amplitude : 35 μ m).

Pour toutes les configurations, c'est l'énergie de 600 J qui permet d'obtenir les propriétés mécaniques les plus élevées pour toutes les configurations. En deçà, à 400 J, les configurations DE2 et DE3 sont déjà performantes et donnent des résultats supérieurs à SDE et DE1. Au-delà de 600 J les performances décroissent pour toutes les configurations.

Tableau V.5 : LSS des échantillons soudés avec et sans directeur d'énergie.

LSS (MPa)	SDE	DE1	DE2	DE3
400 J	6,9 ± 0,4	8,2 ± 0,6	9,6 ± 0,8	9,9 ± 0,8
600 J	9,8 ± 0,9	10,7 ± 0,4	10,4 ± 2,0	11 ± 0,9
800 J	7,5 ± 0,2	7,3 ± 0,7	6,7 ± 1,4	7,4 ± 1,1
1000 J	6,2 ± 0,9	3,8 ± 1,0	4,7 ± 1,7	6,1 ± 1,0

On peut déduire de ces résultats que l'emploi de directeurs d'énergie, et essentiellement le plus épais, permet de sécuriser quelque peu l'assemblage puisqu'il affichera des performances supérieures et moins dépendantes de l'énergie.

Les faciès de rupture des échantillons soudés en mode énergie ressemblent à ceux des échantillons soudés en mode temps et les mêmes modes de rupture ont pu être observés. Ils sont présentés en Annexe 3.

V.3. Caractérisation de l'interface et analyse des mécanismes de rupture

Nous présentons ici une analyse tentant d'interpréter à l'échelle microscopique les raisons des phénomènes mis en évidence dans les études paramétriques précédentes.

V.3.1. Temps de soudage

La figure V.31 présente des images obtenues par microscopie électronique à balayage (MEB) des surfaces de rupture caractéristiques pour deux temps de soudage : un temps long (1500 ms) et un temps considéré comme optimal (700 ms).

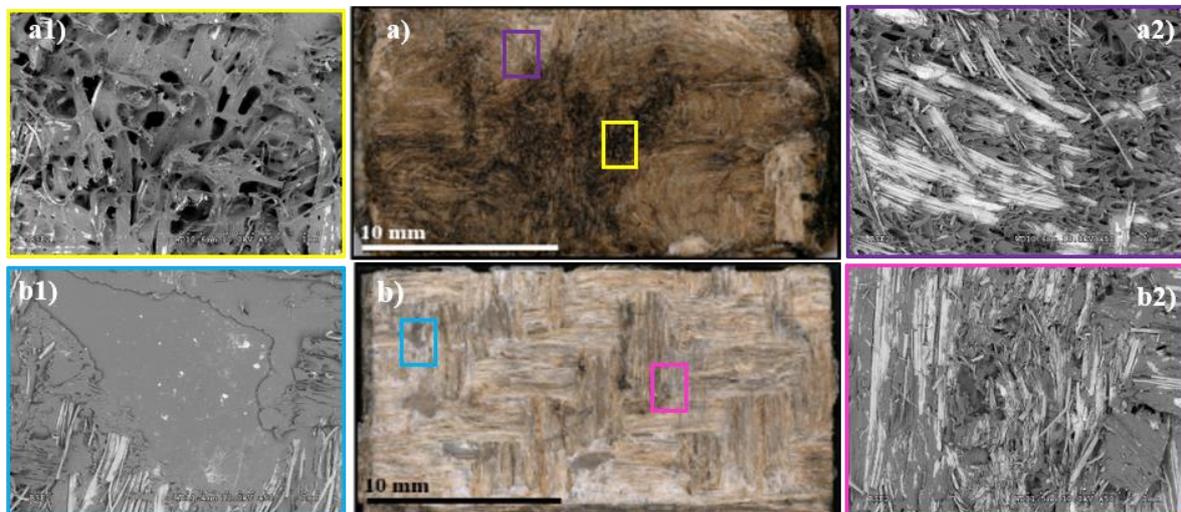


Figure V.31 : Micrographies au MEB d'un échantillon soudé pour un temps de : a) 1500 ms et b) 700 ms.

Les figures V.31 a1 et a2, montrent les dégradations obtenues pour un temps de soudage long de 1500 ms. Le maintien long à une température élevée du matériau a pour conséquence la formation de porosités à l'interface, des fibres de lin recouvertes de résine fondue et formant des paquets séparés. Ces phénomènes sont susceptibles de provenir d'une chaleur excessive lors du processus de soudage mais aussi de la présence d'humidité emprisonnée dans les matériaux [47]. Cet état de la matière correspond aux zones noircies à l'échelle macro qui ont été rencontrées précédemment. Les résultats mécaniques sont faibles dans ce cas. En revanche, pour un temps de soudage de 700 ms, la rupture a montré des empreintes de fibres apparentes sur la résine et un décollement fibre-matrice. Comme le mettent en

évidence les figures V.31 b1 et b2, les caractéristiques prédominantes de ce mode de rupture sont la présence de fibres dénudées, d'empreintes de fibres profondes dans la matrice et des fibres déchirées. Ces caractéristiques témoignent d'une rupture complexe et donc d'une excellente adhérence interfaciale entre les fibres de lin et le PP après le processus de soudage.

Les observations des sections transversales (figure V.32) confirment ces constatations. Plusieurs zones noircies et de larges vides sont présent au niveau de la ligne de soudure. L'interprétation simultanée des données de température et de ces différentes images confirme que ces zones poreuses proviennent de la décomposition thermique du PP surchauffé.

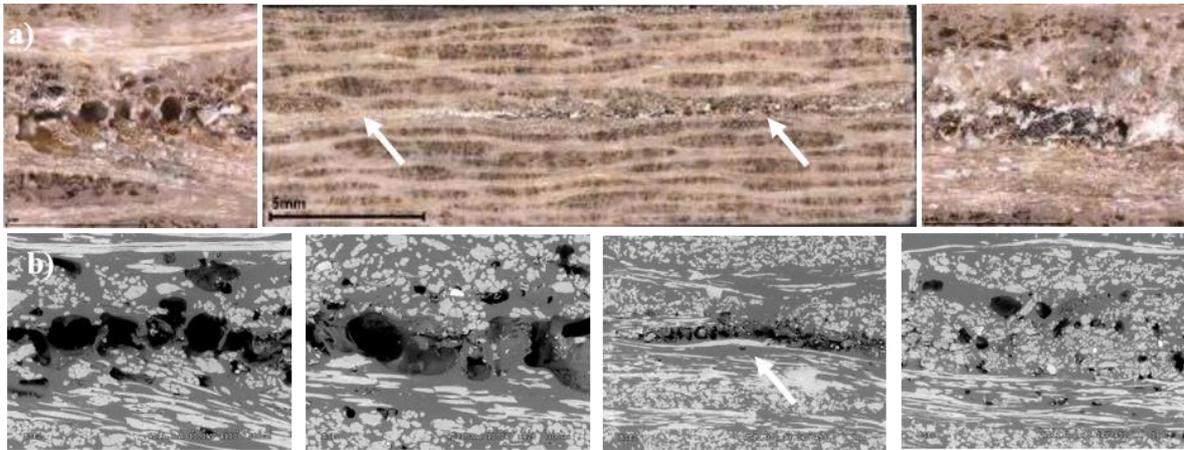


Figure V.32 : Micrographies a) optiques et b) MEB en coupe pour un temps de soudage de 1500 ms. Les flèches indiquent la position de la ligne de soudure.

Ces défauts de la ligne de soudure sont systématiquement accompagnés de dommages à l'interface entre la pièce supérieure et la sonotrode avec noircissement et indentation (figure V.33). Dans ce cas, pour une application industrielle, même si la résistance mécanique n'était pas diminuée, le défaut esthétique ne serait pas tolérable.

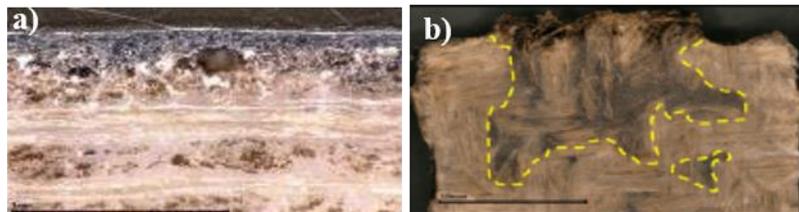


Figure V.33 : Indentation de la sonotrode sur les surfaces des échantillons soudés avec un temps de soudage de 1500 ms a) coupe transversale, b) surface supérieure.

Pour un temps de soudage de 700 ms, correspondant à la valeur optimale, les observations microscopiques et les images obtenues par MEB de la section transversale (figure V.34) révèlent que l'espace entre la pièce supérieure et la pièce inférieure est totalement comblé, et quasiment aucun défaut tel que des pores ou tout autre signe de dégradation n'est observable. La ligne de soudure est uniforme et ininterrompue, rendant impossible la distinction entre les deux couches initiales. On obtient bien la continuité du matériau qui est recherchée dans l'assemblage par fusion.

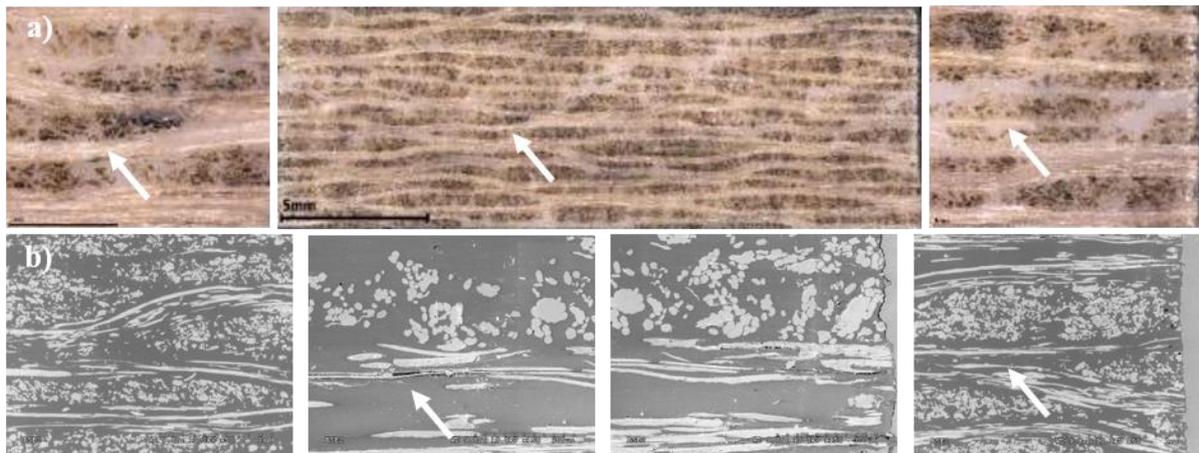


Figure V.34 : Micrographies a) optiques et b) MEB en coupe pour un temps de soudage optimal de 700 ms. Les flèches indiquent la position de la ligne de soudure.

V.3.2. Force de soudage

Les observations pratiquées sur des échantillons soudés avec une force de 300 N et 420 N sont présentées dans la figure V.35.

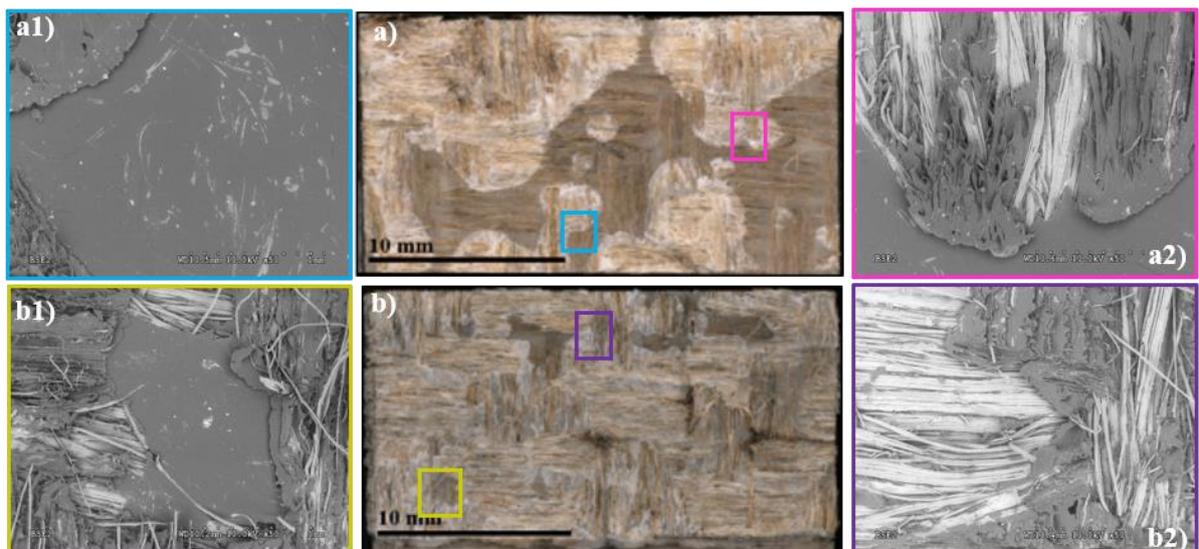


Figure V.35 : Micrographies au MEB de la surface de rupture obtenue pour une force de : a) 300N et b) 420N.

Lorsque la force de soudage est faible (300 N) la surface présente des zones lisses, tout à fait semblables à l'aspect du matériau en dehors de la zone de soudure. Des paquets de fibres sèches déchirés sont présents, mais ils sont limités à des zones restreintes. En revanche, sous des conditions de force de soudage optimale (420 N), le faciès de rupture révèle une déformation plastique significative de la résine ainsi que le décollement de certaines fibres (empreintes de fibres). Un examen attentif permet de conclure que ces déformations plastiques, empreintes de fibres, et présence de fibres nues résultent du décollement de la résine lors des tests de cisaillement. Ceci confirme de manière évidente une excellente adhérence entre les couches de stratifié.

L'observation des sections transversales (figure V.36) révèle des espaces non jointifs au niveau de la lignes de soudure. Les résines des matériaux ne se sont pas correctement mélangées en raison d'une force d'appui trop faible.

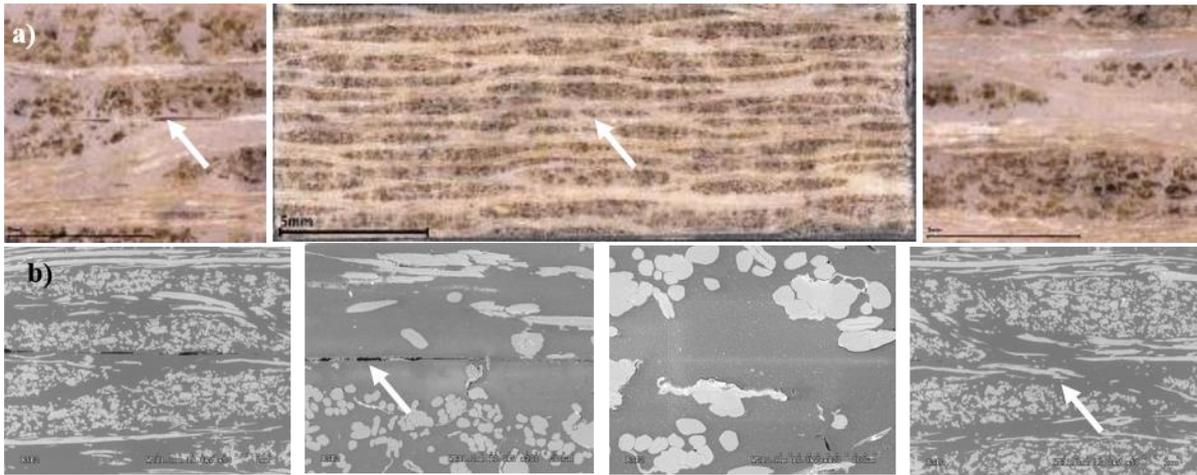


Figure V.36 : Micrographies a) optiques et b) MEB en coupe soudée à une force de soudage de 300 N. Les flèches indiquent la position de la ligne de soudure.

La figure V.37 présente une micrographie transversale des soudures obtenues avec une force de soudage de 420 N, ce qui a produit la résistance la plus élevée. Bien qu'on puisse y observer quelques zones non soudées au MEB, celles-ci sont beaucoup moins nombreuses que dans le cas précédent. La ligne de soudure est généralement indiscernable.

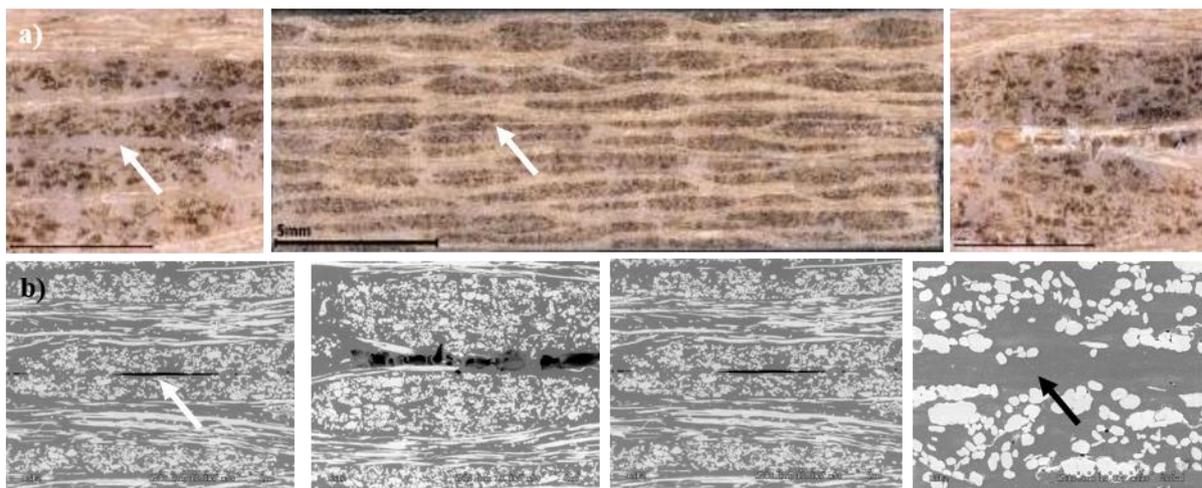


Figure V.37 : Micrographies a) optiques et b) MEB en coupe soudée à une force de soudage optimal de 420 N. Les flèches indiquent la position de la ligne de soudure.

V.3.3. Energie de soudage

En ce qui concerne l'influence de l'énergie de soudage, l'analyse fractographique des échantillons soudés après les essais a révélé les caractéristiques suivantes (figure V.38) :

- Pour l'échantillon soumis à une énergie de soudage de 400 J, les surfaces de rupture sont principalement composées de résine, avec des fibres partiellement décollées, des empreintes de fibres peu profondes et de la résine fracturée (voir figures V.38 a1 et a2). Ces caractéristiques sont typiques des joints soudés obtenus avec une énergie de soudage inférieure à la valeur optimale.
- En ce qui concerne l'échantillon soumis à une énergie de soudage de 600 J, la soudure présente des fibres nues, des empreintes de fibres profondes dans la matrice, ainsi que des fibres

déchirées (comme illustré dans les figures V.38 b1 et b2). Ces caractéristiques sont typiques des joints soudés optimaux.

- La figure V.38.c montre la microstructure des joints soudés avec une énergie excessive de 1000 J. Comme on peut le constater, d'importantes porosités sont présentes dans le faciès de rupture. Il est probable que la présence de ces pores soit responsable de la diminution de la résistance du joint.

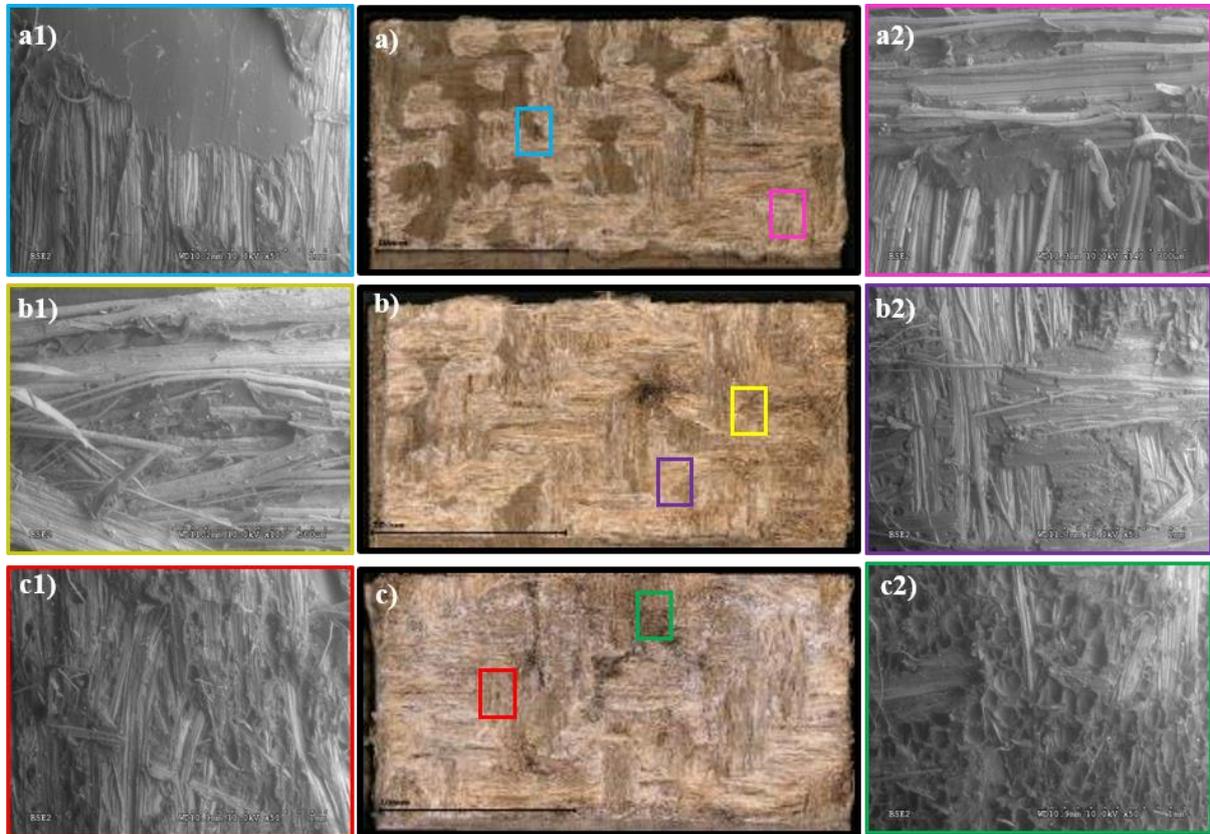


Figure V.38 : Micrographies au MEB des surfaces de rupture obtenues pour une énergie de : a) 400 J, b) 600 J et c) 1000 J.

Les figures V.39.a, b et c présentent les coupes transversales des joints obtenus à des énergies de soudage de 400 J, 600 J et 1000 J, respectivement. La force de soudage a été maintenue à 300 N, sans utilisation d'un directeur d'énergie.

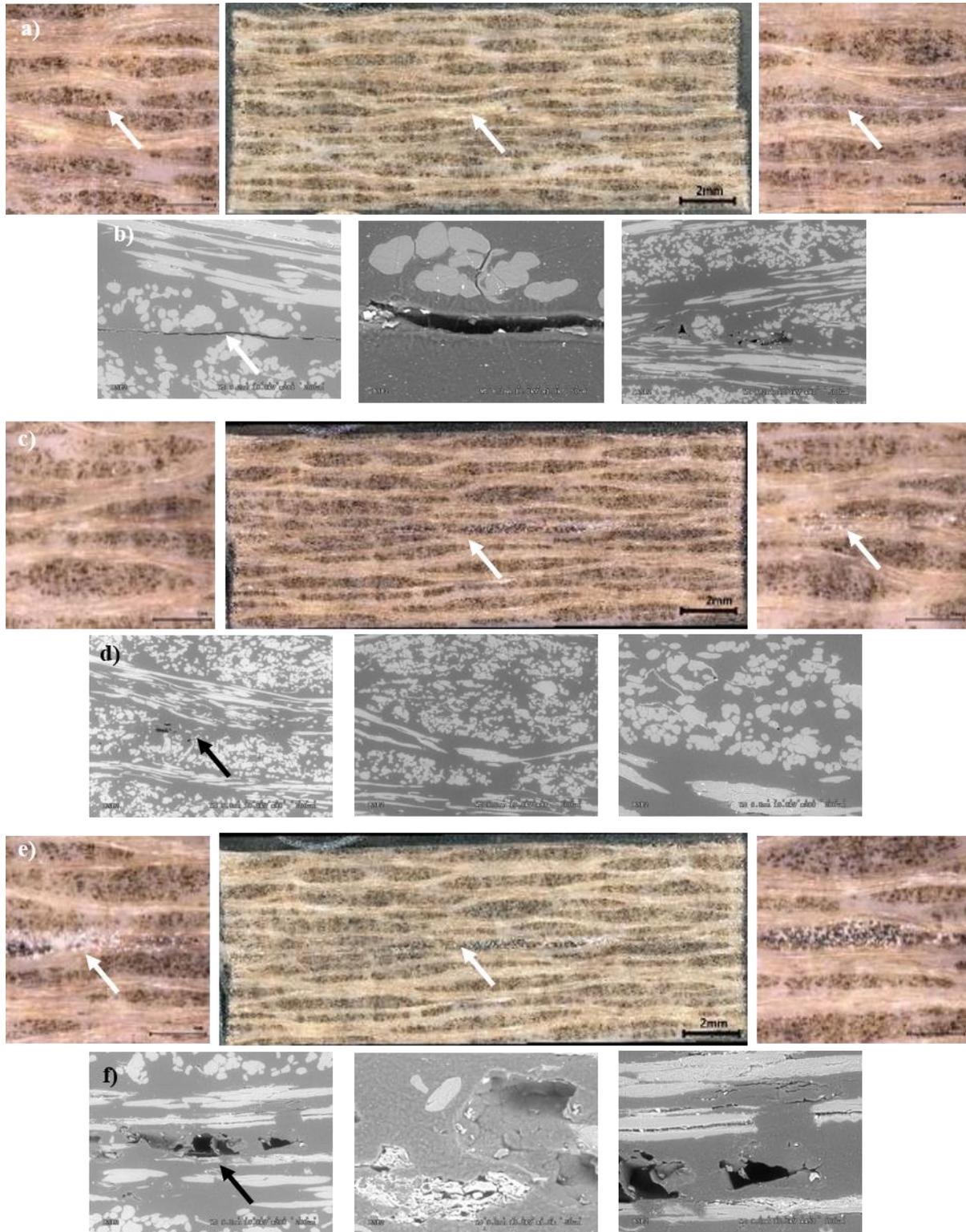


Figure V.39 : Micrographies a, c, e) optiques et b, d, f) MEB en coupe soudée à une énergie de : a) 400 J, c) 600 J et e) 1000 J. Les flèches indiquent la position de la ligne de soudure.

L'énergie de soudage à 400 J est très faible, et l'accumulation de chaleur à l'interface ne suffit pas à provoquer une fusion complète de celle-ci. Cela a conduit à un espace continu à l'interface, comme illustré dans la figure V.39.a. Lorsque l'énergie de soudage a été augmentée à 600 J, la longueur de cet espace à l'interface a progressivement diminué, comme le montre la figure V.39.b. Cependant, une énergie de soudage élevée peut également entraîner la formation de fissures et de vides dans la ligne de

soudure, comme illustré dans la figure V.39.c. L'utilisation d'une énergie de soudage de 1000 J a permis d'obtenir une interface sans espace, mais elle présentait des fissures et des pores de plus grande taille dispersés dans la ligne de soudure.

Des études détaillées ont révélé que la présence de pores était probablement due à la dégradation thermique et thermo-oxydative de la matrice pendant le processus de soudage par ultrasons. Il a été signalé [185] que la dégradation de la matrice dépendait fortement des conditions environnementales spécifiques, telles que la température, la durée, l'atmosphère, et la possible présence de certaines espèces en trace, telles que l'eau, qui pouvaient entraîner des variations significatives dans les produits observés [185][186]. Wang et al. [187] ont constaté que la température maximale de soudage augmentait avec l'augmentation de l'énergie de soudage. Cependant, lorsque cette température maximale de soudage dépasse 300 °C, Peebles et Huffman [188] ont souligné que la chaîne polymère se décomposait, générant ainsi des gaz tels que NH_3 , CO_2 , H_2O , etc., ce qui introduisait de la porosité dans la couche de soudure et diminuait ainsi la résistance maximale.

V.3.4. Effet de la présence d'un directeur d'énergie (mode énergie)

Dans cette section, nous examinons les surfaces de rupture des configurations de soudures en présence du directeur d'énergie de plus faible épaisseur, DE1. Nous désignerons par DE1_400J, DE1_600J, DE1_800J et DE1_1000J, les différentes configurations envisagées. Notre analyse de la rupture est réalisée en corrélation avec les valeurs de résistance au cisaillement en recouvrement les plus faibles et les plus élevées observées.

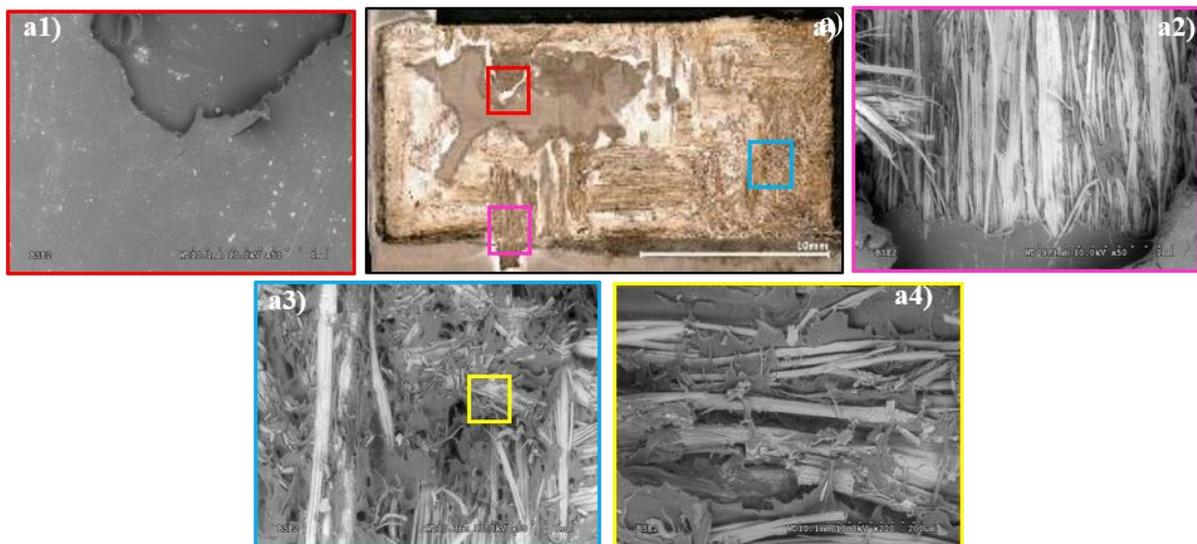


Figure V.40 : Micrographies au MEB de la configuration DE1_400J.

La figure V.40 présente les images MEB de la surface de rupture de la configuration DE1_400J. Des zones riches en résine (où le film PP n'a pas complètement fondu) sont observables ainsi que la présence d'un fragment de résine dans la pièce inférieure, comme le montre la figure V.40.a1. Cette configuration correspond à une résistance au cisaillement en simple recouvrement (LSS) la plus faible. La figure V.40.a4 présente un détail de la structure des fibres et de la matrice dans la zone entourée en bleu (figure V.40). Cette image révèle une déformation significative des fibres, sans aucun signe apparent de dégradation thermique du film PP sur ce type de surface de rupture.

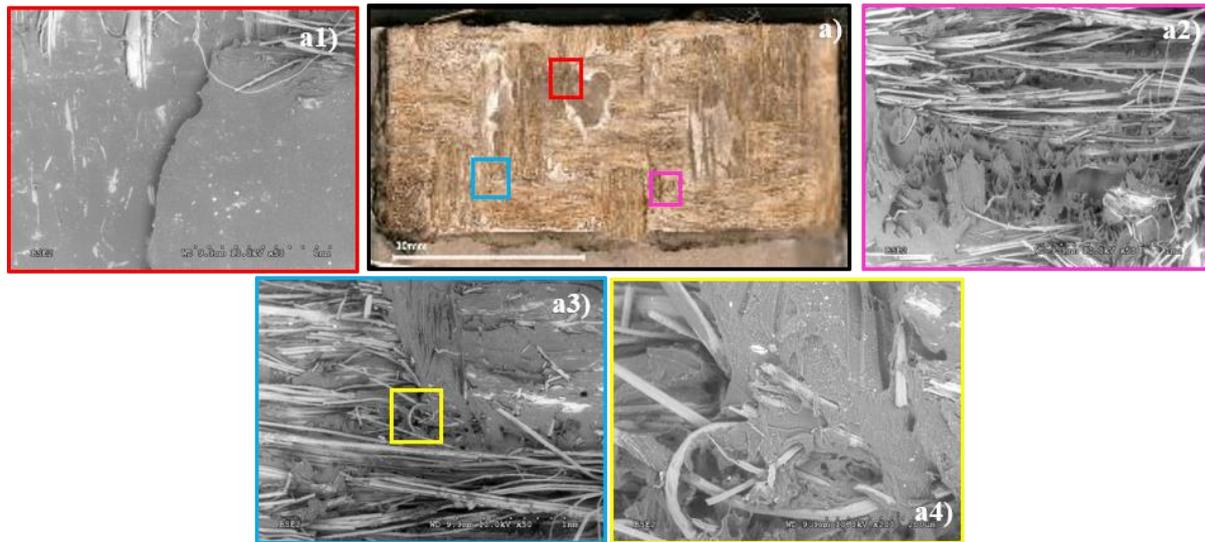


Figure V.41 : Micrographies au MEB de la configuration DE1_600J.

Des soudures avec des niveaux d'énergie compris entre 600 J et 800 J ont été associées à des valeurs plus élevées de la résistance au cisaillement en recouvrement (LSS). La résistance maximale a été enregistrée dans les échantillons soudés avec une énergie de soudage de 600 J, tandis que des valeurs d'énergie plus élevées ont entraîné une légère diminution de la résistance. La figure V.41 met en évidence que la surface de rupture des échantillons soudés avec une énergie de 600 J se caractérise par une défaillance intralaminaire, ce qui témoigne d'une qualité de liaison excellente. Ce type de défaillance se manifeste par la déchirure des faisceaux de fibres de la couche extérieure la plus proche (figure V.41.a2) et par le décollement entre les fibres et la matrice thermoplastique (figure V.41.a3). Une vue agrandie de la figure V.41.a3 est présentée dans la figure V.41.a4, offrant une meilleure visualisation de la séparation entre les fibres et la résine thermoplastique, ce qui indique clairement un décollement fibre-matrice.

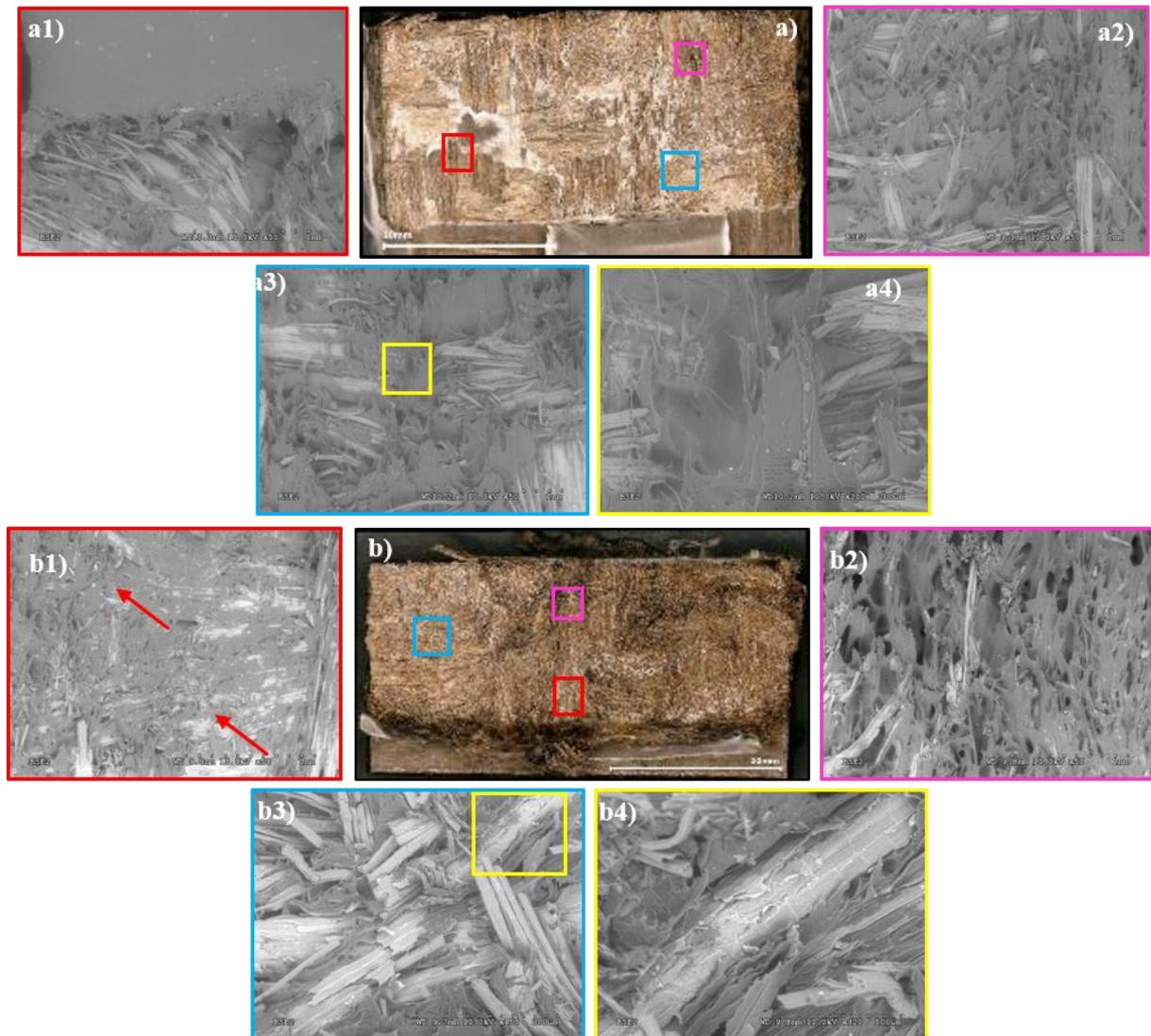


Figure V.42 : Micrographies au MEB de la configuration a) DE1_800J et b) DE1_1000J.

Lorsque l'énergie de soudage dépasse les 800 J, on observe une décomposition thermique de la matrice. Comme le mettent en évidence les figures V.42.a et V.42.b, la zone de décomposition thermique s'agrandit proportionnellement à l'augmentation de l'énergie de soudage. On peut également observer des dommages importants aux fibres, une dégradation sévère de la résine, l'arrachement de faisceaux de fibres et la formation de vides, qui confirment cette dégradation. Dans certains cas, des faisceaux de fibres sont même désalignés pendant le soudage, comme le montrent les flèches rouges sur la figure V.42.b1.

Les figures V.43.a, b, c et d présentent les coupes transversales des joints avec directeur d'énergie DE1.

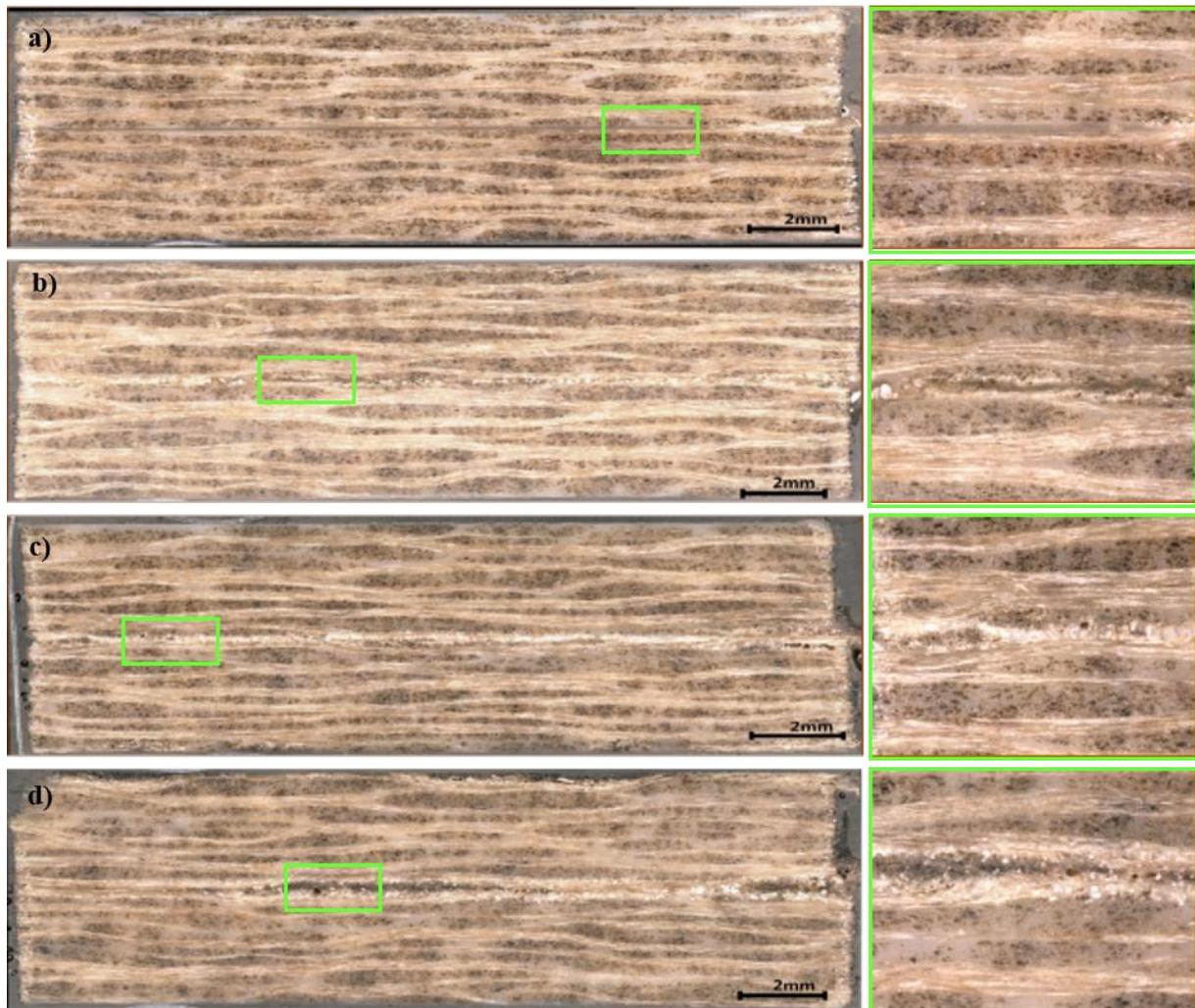


Figure V.43 : Micrographies optiques de la coupe transversale de la configuration : a) DE1_400J, b) DE1_600J, c) DE1_800J et d) DE1_1000J. Les flèches indiquent la position de la ligne de soudure.

Lorsque l'énergie de soudage est de 400 J, le directeur d'énergie plat DE1 n'a pas complètement fondu, laissant apparaître un espace discontinu à l'interface, comme illustré dans la figure V.43.a. Cependant, lorsque l'énergie de soudage est de 600 J, un joint présentant une liaison interfaciale solide est obtenu, comme le montre la figure V.43.b. À mesure que l'énergie de soudage augmente, la température de l'interface augmente également, ce qui entraîne progressivement la disparition de l'espace à l'interface. Cette augmentation d'énergie provoque la fusion complète de l'interface entre le directeur d'énergie et les matériaux de base.

Cependant, une augmentation significative de l'énergie de soudage entraîne l'expulsion excessive de la résine, créant ainsi des vides dans la ligne de soudure en raison du manque de résine (figures V.43.c et V.43.d). Il en résulte également une réduction de l'épaisseur totale du directeur d'énergie après le soudage, ce qui indique une fusion, un écoulement et une compression suffisants de la résine. Villegas et al. ont observé un phénomène similaire de réduction de l'épaisseur de la ligne de soudure en raison de l'écoulement par pression du film fondu lors du soudage de composites époxy sur un composite PEEK [189].

V.3.5. Effet de l'épaisseur de directeurs d'énergie

Cette dernière partie est consacrée à l'analyse microscopique de l'effet de l'épaisseur du directeur d'énergie inséré pendant le soudage. Les conditions de soudage sont une énergie de 600 J, une amplitude de 35 μm et une force de 300 N).

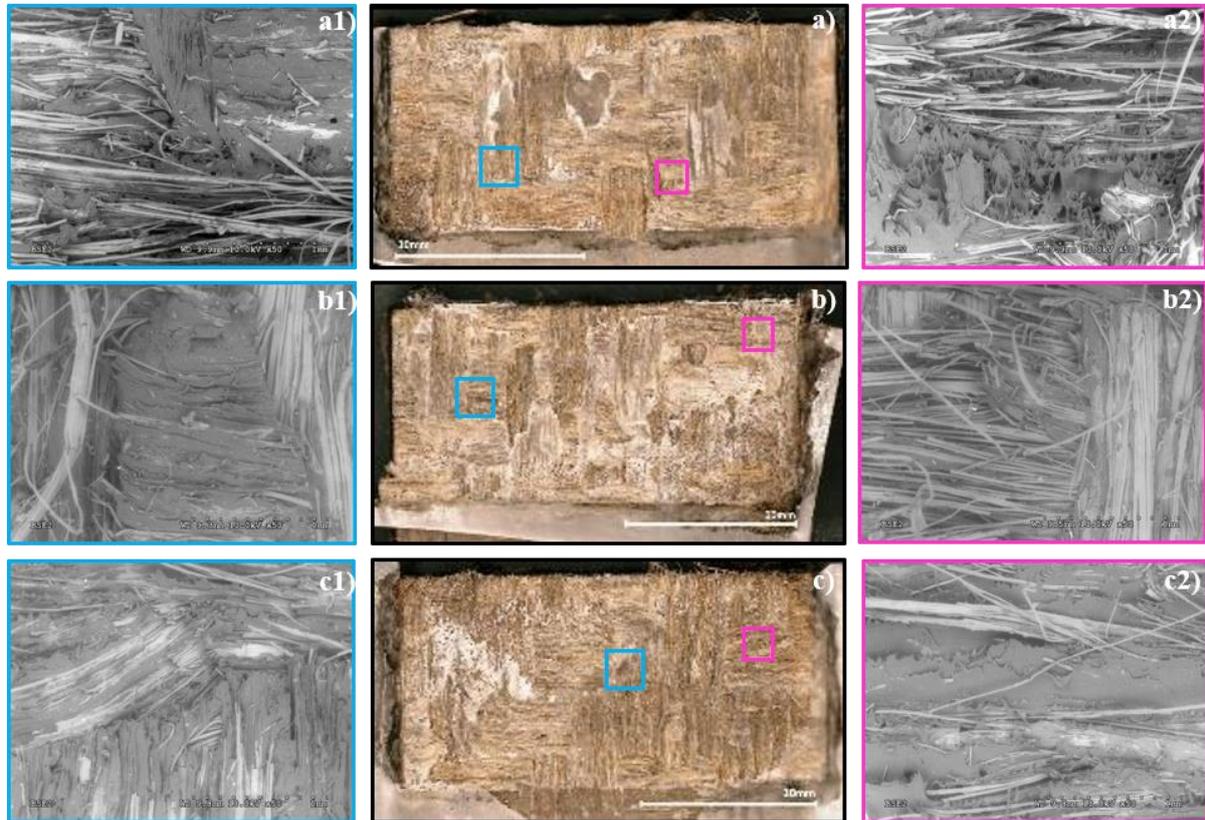


Figure V.44 : Micrographies au MEB de la configuration a) DE1_600J, b) DE2_600J et c) DE3_600J.

La figure V.44.a présente une image de la surface de rupture d'une soudure optimale réalisée avec un DE de 92 μm (DE1). On y observe des faisceaux de fibres rompus. De manière similaire, la figure V.44.b représente la surface de rupture d'une soudure optimale avec un DE de 159 μm (DE2), montrant également plusieurs faisceaux de fibres rompus. Enfin, la figure V.44.c dévoile la surface de rupture d'une soudure optimale avec un DE de 231 μm d'épaisseur (DE3). Elle présente des caractéristiques similaires aux soudures DE1 et DE2, avec plusieurs faisceaux de fibres rompus. Il est important de noter l'absence de pores ou d'autres indicateurs de dégradation, ce qui témoigne de la haute qualité de la soudure obtenue avec les trois types de directeurs d'énergie.

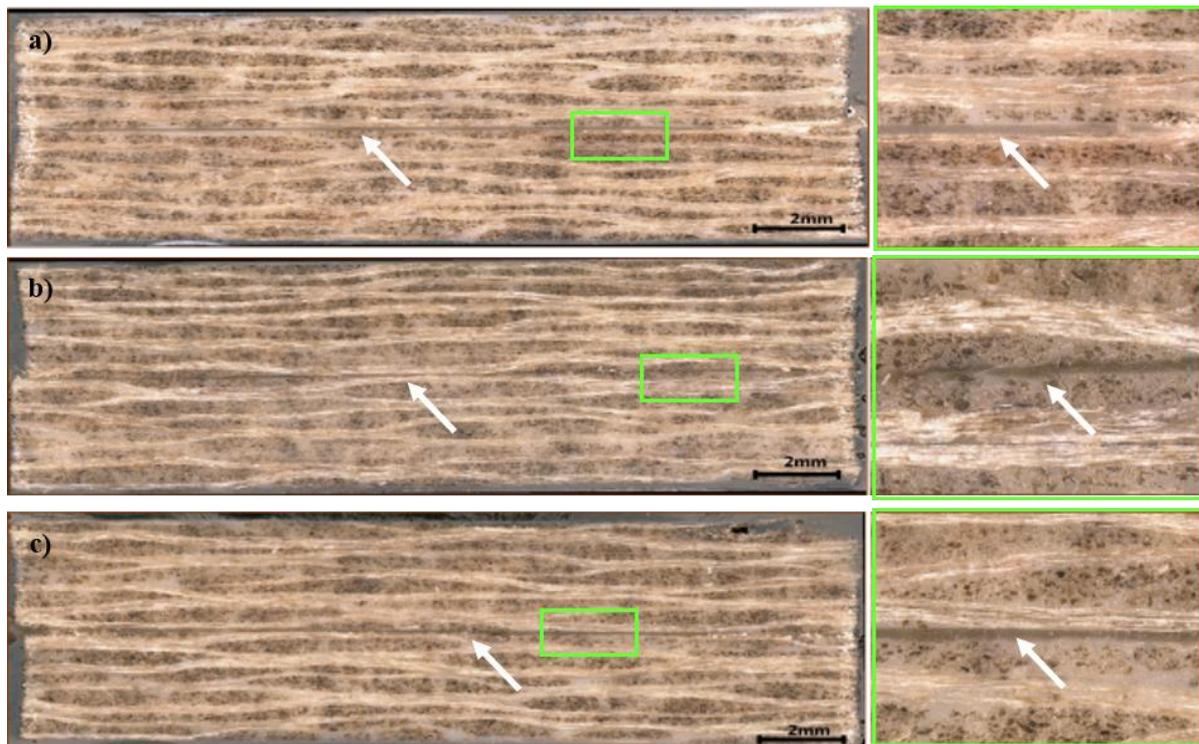


Figure V.45 : Micrographies optiques de la coupe transversale de la configuration : a) DE1_600J, b) DE2_600J et c) DE3_600J. Les flèches indiquent la position de la ligne de soudure.

Les coupes transversales des joints réalisés avec DE1, DE2 et DE3 sont présentées sur la figure V.45. Les lignes de soudure sont uniformes et continues. Les images ne révèlent aucun signe de surchauffe ni de dégradation thermique de la matrice, aucune porosité et aucune zone non collée. En revanche la ligne de soudure reste bien visible et se présente comme une zone dense en matrice entre la pièce supérieure et la pièce inférieure.

V.4. Conclusion du chapitre V

Le chapitre V s'est concentré sur l'étude de l'effet des paramètres de soudage, à la fois en termes de profil de température et de propriétés mécaniques des joints soudés. Une variété de conditions expérimentales est explorée, allant des paramètres de soudage jusqu'à l'utilisation de directeurs d'énergie. Les résultats révèlent plusieurs points clés. Tout d'abord, il est clair que les paramètres de soudage, tels que le temps, l'énergie et la force de soudage, jouent un rôle significatif dans la qualité des joints soudés. Une exposition prolongée à des températures élevées ou l'utilisation de forces de soudage excessives entraîne une détérioration des fibres et une diminution de la résistance de l'assemblage.

De plus, l'utilisation de directeurs d'énergie, en particulier de différentes épaisseurs, influence considérablement les résultats. Lorsque les conditions sont optimales, une liaison interfaciale robuste est obtenue, ce qui se traduit par des résistances élevées des joints. Cependant, des temps de soudage et des énergies de soudage prolongés entraînent l'apparition de défauts de fissure et de vide dans la ligne de soudure, réduisant ainsi la résistance des joints. Enfin, les résultats indiquent que l'amplitude et le temps de consolidation n'ont pas d'influence significative sur les propriétés mécaniques, contrairement à d'autres paramètres.

Ce chapitre met en lumière l'importance du contrôle des paramètres de soudage, ainsi que l'utilisation ou non de directeurs d'énergie, dans la qualité des joints soudés pour les composites lin/PP.

Chapitre VI

Influence de l'orientation des fibres à l'interface sur les propriétés des joints soudés

Ce chapitre s'intéresse à l'effet de l'orientation des fibres sur les propriétés mécaniques des matériaux composites.

Il présente les protocoles de découpe des éprouvettes permettant de mettre en évidence ces effets. Les essais sont menés sur les séquences d'empilement orthotropes et isotropes. Nous examinerons en détail les procédures de découpe et de fabrication des éprouvettes, puis présenterons les résultats des essais effectués sur les configurations soudées. Une partie importante de ce chapitre repose sur une étude numérique de l'assemblage, qui nous permettra de mieux comprendre comment l'orientation des fibres influence la résistance mécanique de ces composites.

Nous présenterons également les faciès de rupture, dont l'examen fournit des informations supplémentaires sur le processus de rupture.

De plus, nous comparerons les joints soudés par ultrasons à ceux obtenus par collage. Cette analyse comparative nous aidera à évaluer l'efficacité du soudage par ultrasons par rapport à d'autres méthodes d'assemblage.

VI.1. Résistance au cisaillement des joints soudés

Cette dernière partie est consacrée à l'étude des effets de l'orientation des fibres à l'interface soudée. En effet, dans une structure complexe, les zones de soudure ne comporteront pas forcément des fibres alignées les unes par rapport aux autres de chaque côté du joint. Or, la caractérisation classique par joint simple recouvrement est souvent réalisée dans une telle configuration. Nous avons donc fait varier les orientations relatives des fibres d'interface afin de déterminer si ce paramètre avait une influence sur la contrainte à rupture. A cet effet, deux séquences d'empilement ont été utilisées. La première, qui sera ici identifiée par le préfixe ORTHO, correspond à un empilement de 8 plis tous orientés dans le sens chaîne $[0]_8$, tel qu'employé dans les études de sensibilité présentées précédemment. La deuxième, identifiée par le préfixe ISO, correspond à la séquence d'empilement isotrope ISO_M $[0/-45/-45/0/45/90/90/45]$, identifiée au chapitre III. Son utilisation a pour but de découpler les effets élastiques globaux des effets d'interface locaux. Pour les deux séquences d'empilement, le soudage a été réalisé en utilisant les modes temps et énergie, selon les conditions optimales déterminées au chapitre IV.

VI.1.1. Découpe et fabrication des éprouvettes

Les substrats sont découpés dans les plaques de séquence ISO et ORTHO de façon à obtenir six directions d'assemblages différentes. La figure VI.1 présente le principe de découpe et les orientations d'assemblage qui en résultent.

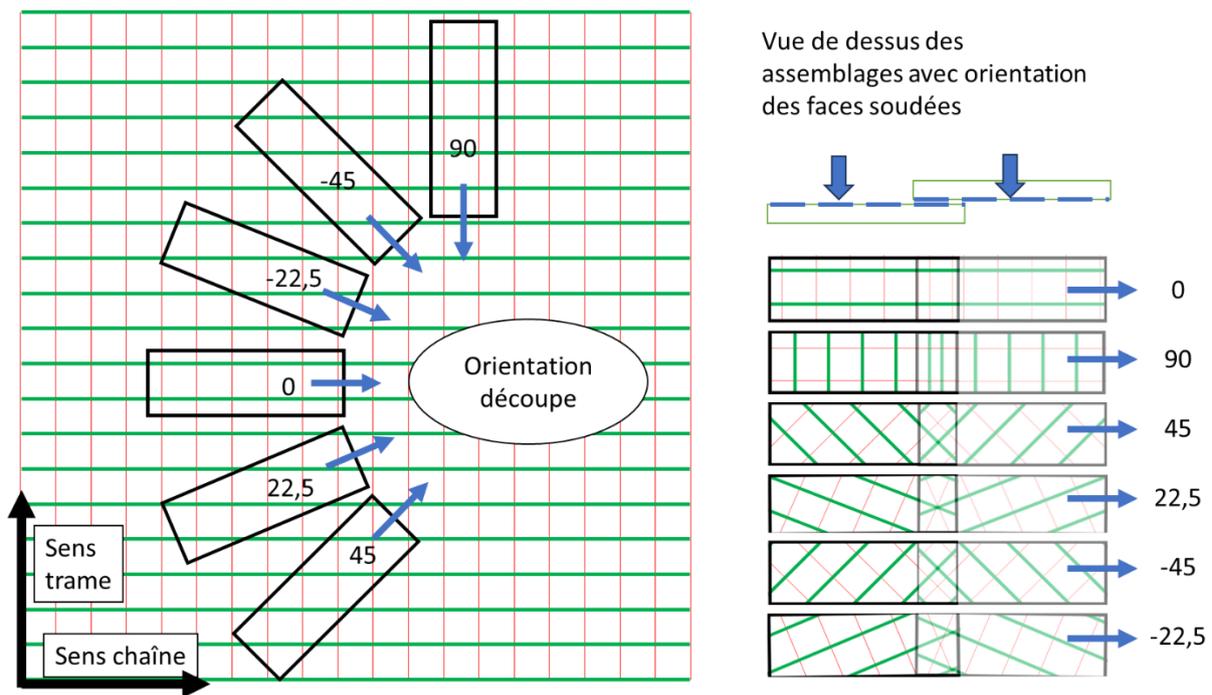


Figure VI.1 : Orientation des éprouvettes soudées : direction de découpe et assemblage.

Mis à part les directions 0° et 90° , les faces en contact n'ont pas leurs directions principales de fibres alignées. La répartition des plis est donc antisymétrique par rapport à l'interface. On peut remarquer que les assemblages à 45° et -45° d'une part et $22,5^\circ$ et $-22,5^\circ$ d'autre part, ont une configuration d'interface tout à fait similaire.

Après découpe, cinq assemblages de chaque configuration sont réalisés. Les paramètres employés pour les deux modes de soudage sont présentés dans le tableau VI.1.

Tableau VI.1 : Paramètres de soudage.

Mode	Temps de soudage (ms)	Amplitude (μm)	Force de soudage (N)
Temps	500	40	370
Energie	600	35	300

Des assemblages collés sont réalisés parallèlement suivant la procédure décrite au chapitre II. Comme ces assemblages sont réalisés à titre de comparaison, seules les directions 0° , $22,5^\circ$, 45° et 90° sont étudiées, avec cinq assemblages pour la configuration ISO et trois pour la configuration ORTHO.

VI.1.2. Résultats des essais pour les configurations soudées

La figure VI.2 présente des exemples de courbes force déplacement obtenues pour des configurations ISO.

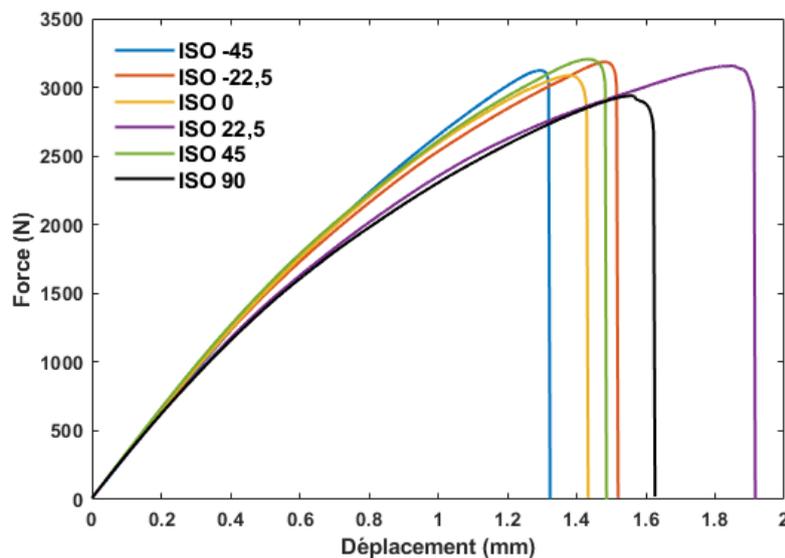


Figure VI.2 : Exemples de courbes force-déplacement (ISO mode énergie).

On constate que les données sur le déplacement, et donc sur la raideur globale des assemblages, sont assez dispersées et sont peu exploitables, sans doute en raison de glissements dans les mors à serrage manuel. On exploite donc seulement les forces à rupture qui seront présentées par la suite en termes de contraintes de cisaillement à rupture (LSS).

Les tableaux VI.2 et VI.3 synthétisent les résultats obtenus respectivement en mode temps et en mode énergie pour les deux types de séquences.

Tableau VI.2 : LSS des échantillons soudés en mode temps pour les séquences ISO et ORTHO.

Mode temps	LSS (MPa)	Ecart type (MPa)
ISO_0	8,1	0,1
ISO_90	7,9	0,2
ISO_-22.5	8,3	0,1
ISO_22.5	8,5	0,3
ISO_-45	8,7	0,4
ISO_45	8,6	0,4
ORTHO_0	9,1	0,4
ORTHO_90	8,3	0,2
ORTHO_-22.5	8,2	0,2
ORTHO_22.5	8,2	0,2
ORTHO_-45	7,3	0,4
ORTHO_45	7,0	0,1

Tableau VI.3 : LSS des échantillons soudés en mode énergie pour les séquences ISO et ORTHO.

Mode énergie	LSS (MPa)	Ecart type (MPa)
ISO_0	8,3	0,2
ISO_90	7,6	0,1
ISO_-22.5	8,5	0,2
ISO_22.5	8,7	0,4
ISO_-45	8,6	0,5
ISO_45	8,8	0,3
ORTHO_0	8,7	0,6
ORTHO_90	7,7	0,1
ORTHO_-22.5	7,4	0,4
ORTHO_22.5	7,6	0,4
ORTHO_-45	7,0	0,3
ORTHO_45	7,0	0,4

Afin de visualiser l'effet d'orientation, les résultats précédents sont présentés sous forme polaire. La figure VI.3 rassemble les résultats obtenus pour la séquence ISO, et la figure VI.4 ceux de la séquence ORTHO. Sur chaque figure, le cercle tracé pour diamètre la moyenne des résultats.

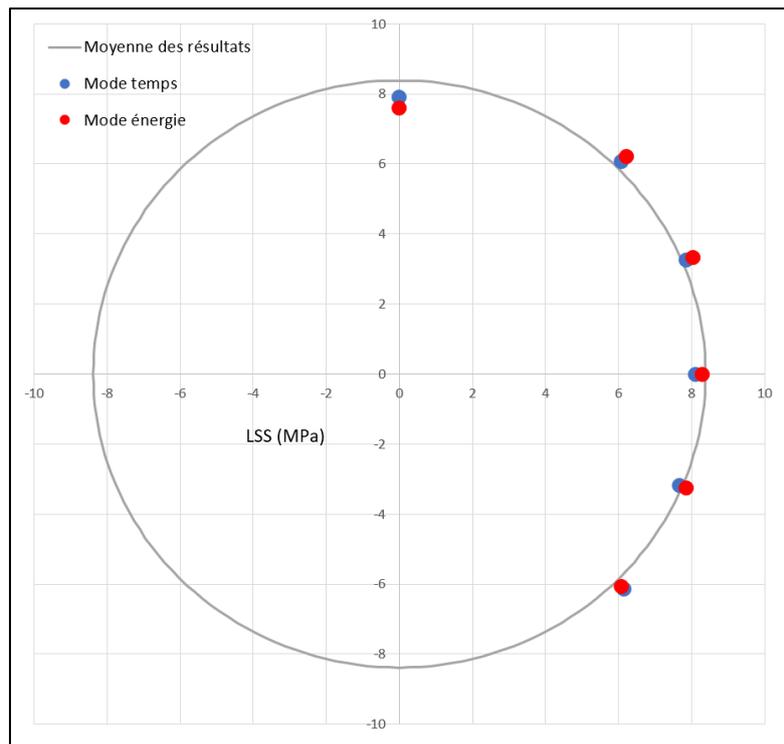


Figure VI.3 : Diagramme polaire des LSS obtenus dans les deux modes pour la séquence ISO.

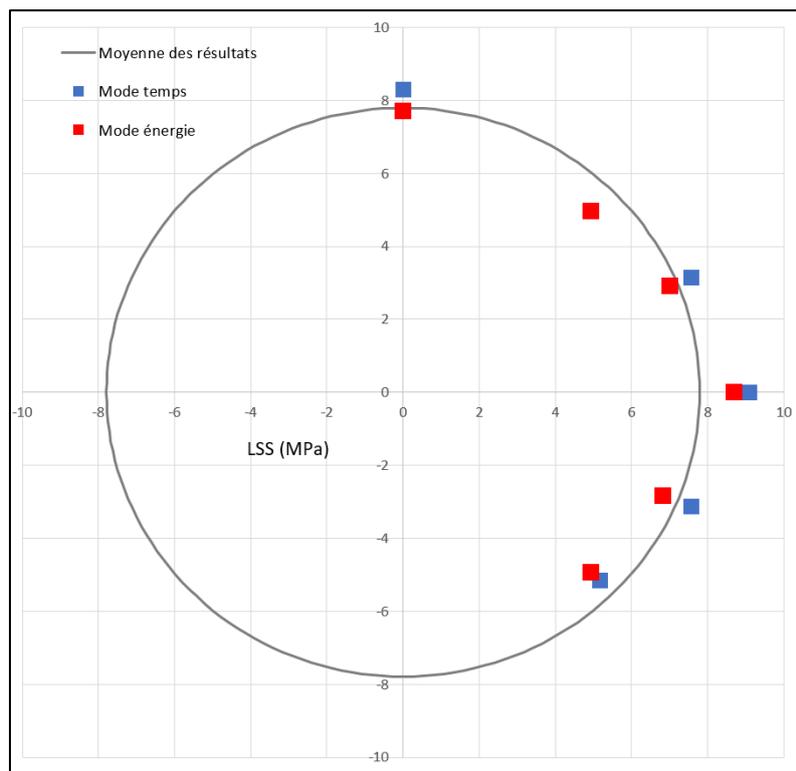


Figure VI.4 : Diagramme polaire des LSS obtenus dans les deux modes pour la séquence ORTHO.

On constate peu de différences entre les deux modes de soudage pour la séquence ISO. Les contraintes à rupture semblent peu varier selon l'orientation, avec néanmoins une légère diminution dans les directions 0° et surtout 90°. Une analyse de variance (ANOVA) permet de déterminer si ces

différences sont significatives. Si on prend en compte toutes les orientations, on obtient une valeur de $p = 0,0007$ pour le mode temps et $p = 0,0006$ pour le mode énergie, ce qui permet d'affirmer que certaines séquences montrent une différence de comportement par rapport aux autres. Si on écarte les séquences 0° et 90° de l'analyse, on obtient respectivement $p = 0,126$ en mode temps et $p = 0,748$ en mode énergie. Les séquences à $\pm 22,5^\circ$ et $\pm 45^\circ$, qui sont hors direction principale des fibres à l'interface, montrent donc un comportement similaire.

Dans le cas des séquences ORTHO, les différences sont plus marquées. En ce qui concerne les modes de soudage, le mode temps permet d'obtenir des LSS légèrement plus élevées. L'effet d'orientation est tout à fait visible, avec des résistances plus hautes dans les directions 90° et surtout 0° , et plus basses dans les directions $+45^\circ$ et -45° . L'ANOVA donne un $p = 1,95.10^{-8}$ en mode temps et $p = 4,19.10^{-5}$ en mode énergie, ce qui confirme la dissimilarité des comportements observée selon les directions. Si l'on compare les séquences deux à deux, les orientations $+$ et -45° ne se distinguent pas statistiquement l'une de l'autre, de même que les orientations $+$ et $-22,5^\circ$. En revanche les résultats à 0° et 90° sont bien distincts l'un de l'autre. L'effet d'orientation est donc confirmé pour les séquences ORTHO.

VI.1.3. Modèle numérique de l'assemblage

Afin de comprendre la contribution des effets mécaniques globaux sur les résultats observés, un modèle éléments finis de l'assemblage a été mis en place. Celui-ci est réalisé avec Abaqus et utilise 5750 éléments hexaèdres linéaires de type SC8R (Continuum Shell à 8 nœuds et intégration réduite). Les propriétés du pli élémentaire utilisées sont celles identifiées au chapitre III. Les deux séquences d'empilement ISO et ORTHO sont entrées via l'interface Composite Layup, et l'orientation du stratifié est modifiée selon la direction recherchée. L'interface entre les deux substrats est modélisée par un contact cohésif qui permet de relever les contraintes de pelage et de cisaillement.

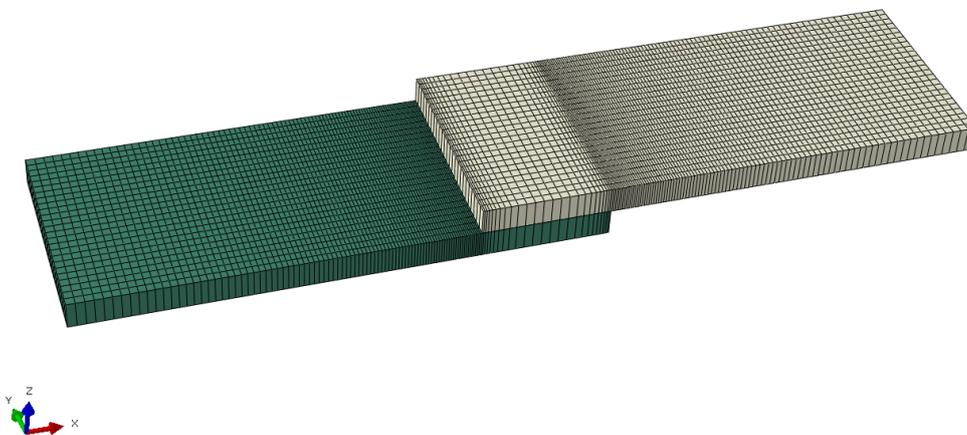


Figure VI.5 : Maillage du modèle du joint soudé.

L'hypothèse explorée grâce à ce modèle est que la rupture du joint est contrôlée par la contrainte de pelage à l'interface, phénomène classiquement relevé dans les travaux portant sur les assemblages collés [190]. Le modèle doit donc nous fournir une estimation de cette contrainte maximum dans les différentes configurations. L'extrémité gauche de l'assemblage est bloquée de façon isostatique par une combinaison plan-ligne-point. Les déplacements des nœuds de l'extrémité droite sont contrôlés via un point de référence (coupling) en liaison glissière de direction X. De façon à normaliser les résultats, on impose sur ce point de référence un chargement dans la direction X conduisant à une contrainte de cisaillement de 1 MPa dans l'interface, soit 375 N. L'approche étant essentiellement qualitative, le

modèle est linéaire géométrique. Il est évident que l'introduction de la non linéarité géométrique est nécessaire si on souhaite modéliser le comportement d'un joint soudé jusqu'à rupture puisqu'on sort de l'hypothèse des petits déplacements. Le modèle a été également testé avec non linéarité géométrique. Si la répartition des contraintes est légèrement modifiée, les résultats restent identiques du point de vue qualitatif en termes de hiérarchie. C'est pourquoi ce modèle simple a été retenu.

La figure VI.6 présente un résultat obtenu en déplacements pour la configuration ORTHO dans la direction 0° .

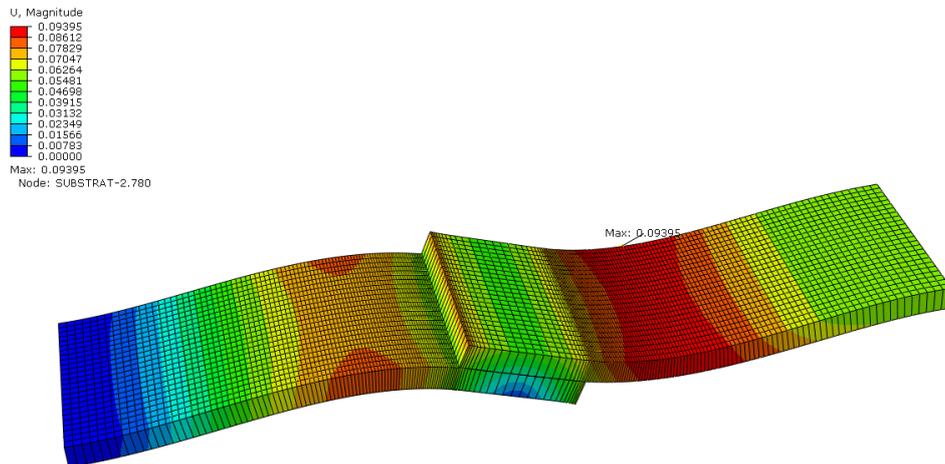


Figure VI.6 : Image d'isovaleurs de la norme des déplacements (configuration ORTHO_0).

La contrainte de pelage obtenue pour la même configuration est présentée sur la figure VI.7. Comme Abaqus donne la valeur de la pression dans la zone du contact cohésif (CPRESS), la contrainte de pelage s'interprète comme l'opposée de cette valeur. Le maximum est obtenu au centre de l'éprouvette à l'extrémité du joint.

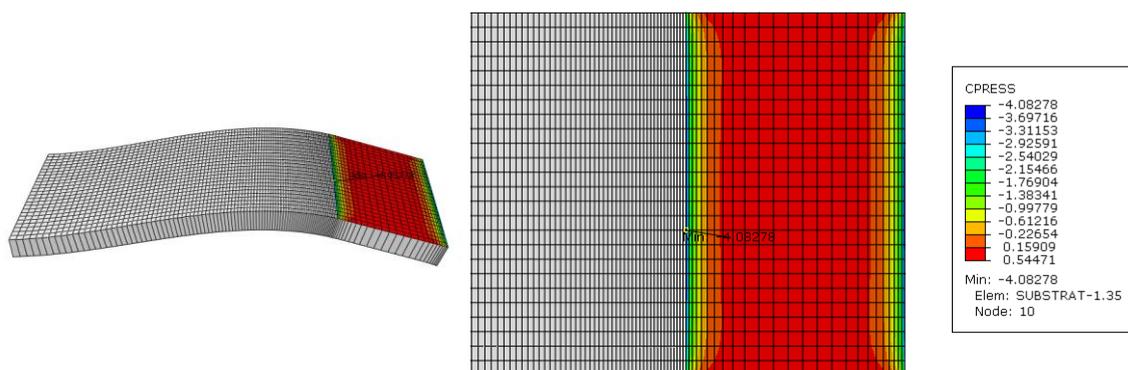


Figure VI.7 : Pression (opposée à la contrainte de pelage) à l'interface pour la configuration ORTHO_0.

Enfin, on peut extraire l'évolution de cette contrainte suivant la direction longitudinale au centre de la zone de recouvrement, et selon la direction transversale le long du bord du recouvrement.

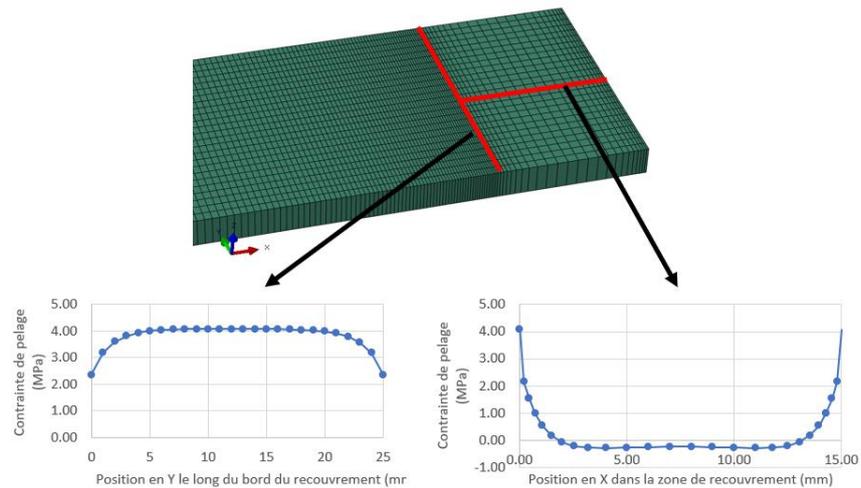


Figure VI.8 : Tracé de la contrainte de pelage dans la zone de recouvrement (configuration ORTHO_0).

L'étude a été répétée pour toutes les configurations, en incluant les directions $\pm 67,5^\circ$ qui n'ont pas été explorées expérimentalement. Les résultats sont présentés sur la figure VI.9 pour la séquence ORTHO et sur la figure VI.10 pour la séquence ISO.

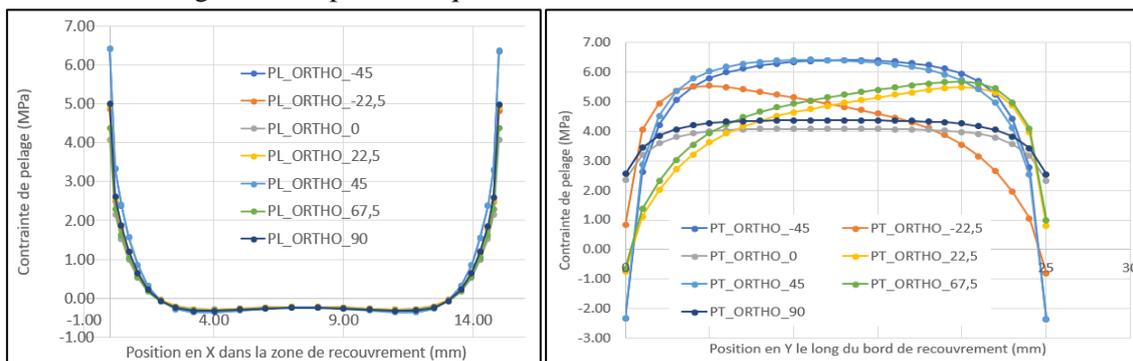


Figure VI.9 : Contraintes de pelage pour les séquences ORTHO. Profil longitudinal et transversal.

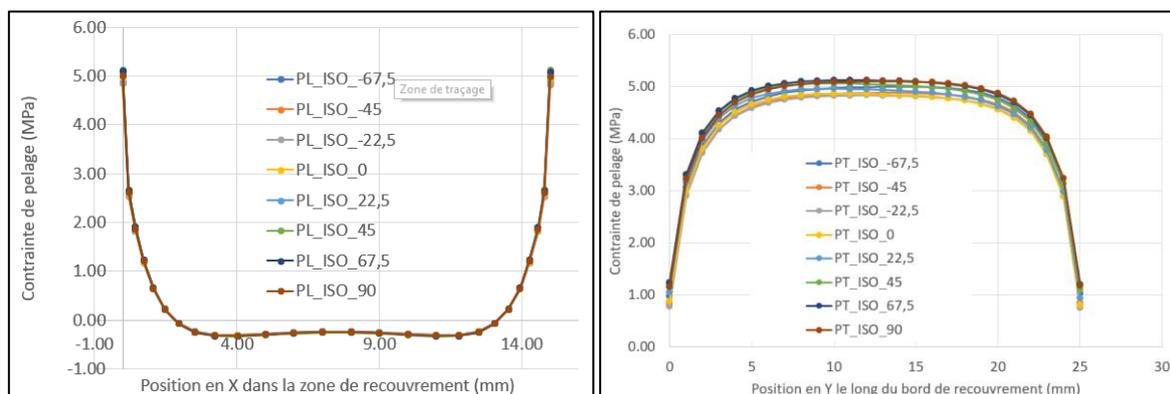


Figure VI.10 : Contraintes de pelage pour les séquences ISO. Profil longitudinal et transversal.

L'examen des courbes montre des différences significatives de l'amplitude et de la répartition des contraintes de pelage selon les directions de sollicitation dans le cas de la séquence ORTHO. Pour les orientations + et -45° , on obtient des courbes semblables selon les deux profils, avec une contrainte

maximale plus élevée que pour les autres configurations. Ceci s'explique par la plus faible rigidité en flexion des stratifiés dans cette orientation. La valeur du terme D_{11} de la matrice D , qui contrôle cette raideur, est tracée en fonction de l'angle sur la figure VI.11. On y observe bien un minimum vers $+ et - 45^\circ$, un maximum global à 0° et un autre extremum local à 90° . Cette évolution est cohérente avec l'hypothèse d'une contrainte de pelage dépendante de la rigidité en flexion des substrats.

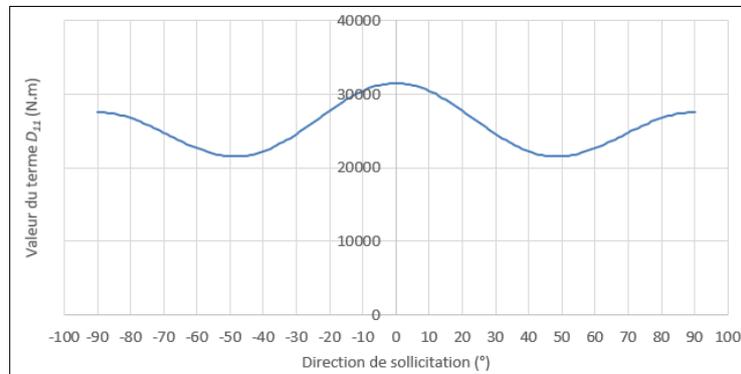


Figure VI.11 : Evolution du terme D_{11} en fonction de la direction de sollicitation. Séquence ORTHO.

Si l'on s'intéresse plus particulièrement aux orientations $\pm 22,5^\circ$ (et $67,5^\circ$) sur la figure VI.11, on constate une forte dissymétrie de la répartition des contraintes le long du profil transversal au bord du joint. Ceci s'explique par l'apparition d'une torsion globale de l'assemblage, due notamment à la présence d'un terme D_{16} élevé dans la matrice D . Ce terme contrôle le couplage entre flexion longitudinale et torsion autour de cet axe. L'évolution de ce terme est présentée sur la figure VI.12. On y constate la présence de deux extrema de signes opposés aux alentours de $-22,5^\circ$ et $+22,5^\circ$, ce qui explique la répartition des contraintes dans ces deux configurations. La déformée du joint pour la direction $+22,5^\circ$ est présentée sur la figure VI.13. On peut noter que dans les directions $\pm 45^\circ$, ce couplage n'est pas tout à fait nul mais son influence est faible comme on peut le voir sur la figure VI.12 (profil transversal).

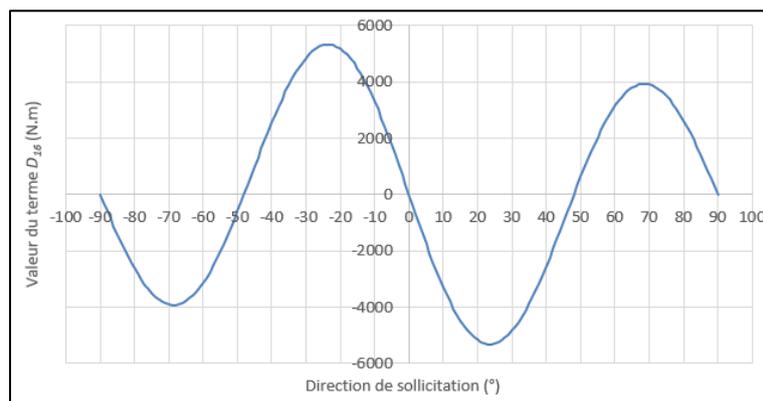


Figure VI.12 : Evolution du terme D_{16} en fonction de la direction de sollicitation. Séquence ORTHO.

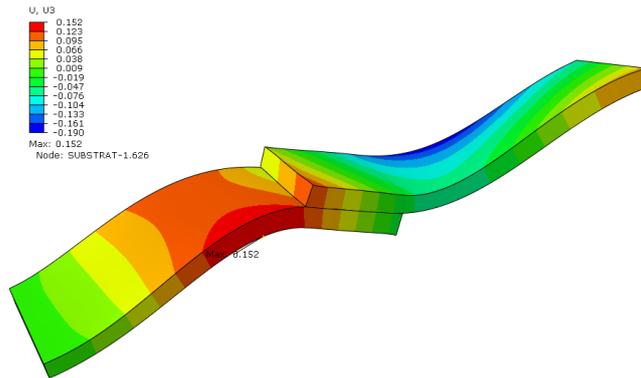


Figure VI.13 : Déformée en torsion (exagérée) de l'assemblage ORTHO dans la direction 22,5°. Isoleurs dans la direction Z hors plan.

On peut donc conclure que pour la configuration ORTHO, la contrainte en pelage est fortement contrôlée par la rigidité de flexion qui change selon la direction de sollicitation. Cette configuration n'est donc pas adaptée à l'étude de l'effet de l'orientation des fibres à l'interface.

En ce qui concerne maintenant la configuration ISO, on obtient une répartition des contraintes de pelage beaucoup plus régulière selon les deux profils et les orientations. Néanmoins, de légères différences existent. Celles-ci peuvent s'expliquer par une isotropie non parfaite en flexion (voir chapitre III), qui conduit à des variations dans la composante D_{11} (figure VI.14). Le maximum est obtenu aux alentours de 45° (43° exactement) et le minimum à 90°. Le terme D_{16} , quant à lui, reste relativement faible (figure VI.15) et aura donc peu d'influence sur le comportement global.

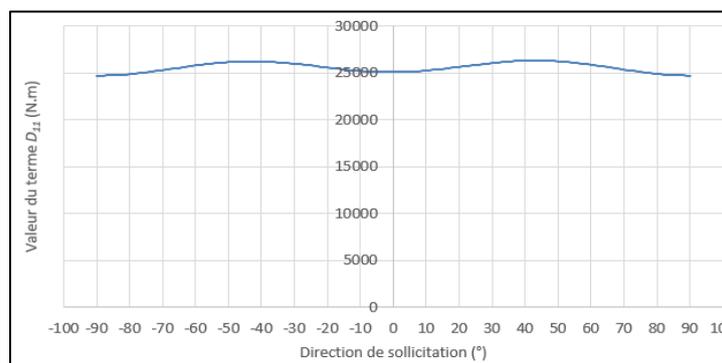


Figure VI.14 : Evolution du terme D_{11} en fonction de la direction de sollicitation. Séquence ISO.

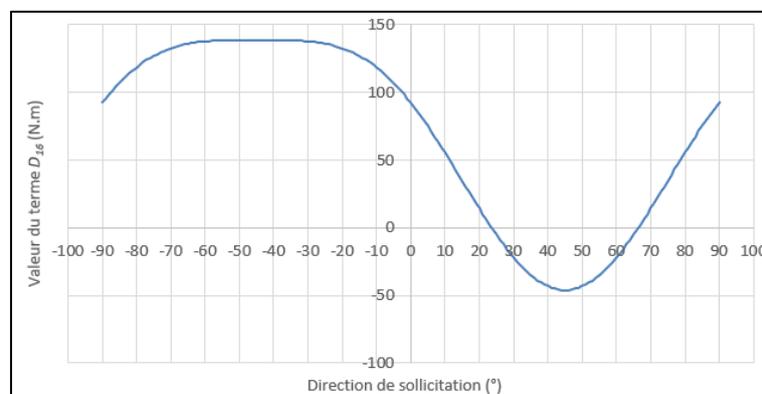


Figure VI.15 : Evolution du terme D_{16} en fonction de la direction de sollicitation. Séquence ISO.

Il reste à vérifier l'influence des termes de couplage membrane-flexion de la matrice [B]. Comme nous l'avons vu au chapitre III, l'apparition de ces termes était une conséquence de la recherche de l'isotropie de flexion. Le terme B_{11} (figure VI.16), représentant le couplage entre la traction exercée sur le stratifié et la flexion dans le même axe, est susceptible de modifier le niveau de flexion au niveau du recouvrement, et donc modifier la contrainte de pelage. Le minimum (qui diminuerait donc le niveau de flexion) est atteint aux environs de -7° , et le maximum (qui augmenterait le niveau de flexion) vers 83° . Cet effet est difficile à interpréter, d'autant plus qu'il faut y superposer celui du terme B_{16} (figure VI.17), qui lui relie l'effort de traction à la torsion du joint autour de son axe. Ce terme est plus faible dans les directions situées dans le quadrant $[-90,0]$, ce qui peut expliquer une contrainte de pelage moindre dans cette zone.

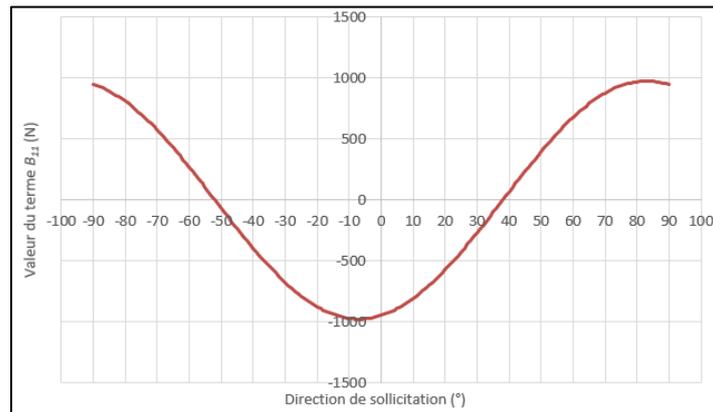


Figure VI.16 : Evolution du terme B_{11} en fonction de la direction de sollicitation. Séquence ISO.

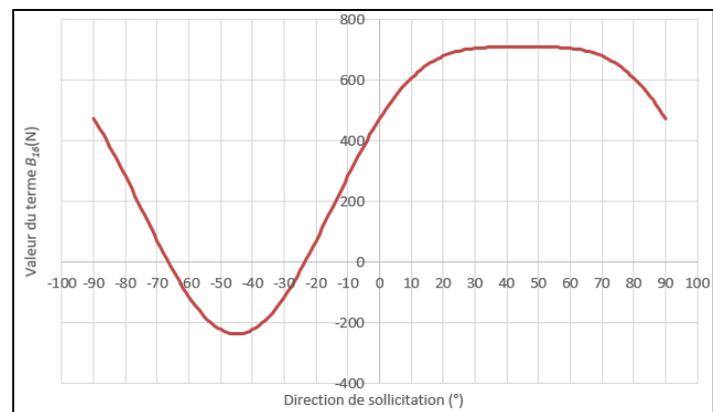


Figure VI.17 : Evolution du terme B_{16} en fonction de la direction de sollicitation. Séquence ISO.

Pour chaque configuration, on relève la contrainte maximale de pelage obtenue parmi les deux profils. L'ensemble des résultats est présenté sur la figure VI.18, sous forme de valeurs normalisées afin de pouvoir comparer l'ensemble des séquences. On constate bien que la configuration ORTHO ne permet pas d'étudier l'influence locale de l'orientation des fibres puisque les résultats sont fortement dépendants de l'orientation (variation entre 0,789 et 1,240). En revanche, la configuration ISO, malgré une petite amplitude de variation de la contrainte de pelage (entre 0,934 et 0,990) est plus à même d'isoler ces effets locaux. Les résultats sont présentés sous la forme polaire (figure VI.19) en termes de LSS (proportionnelle à l'inverse de la contrainte de pelage)

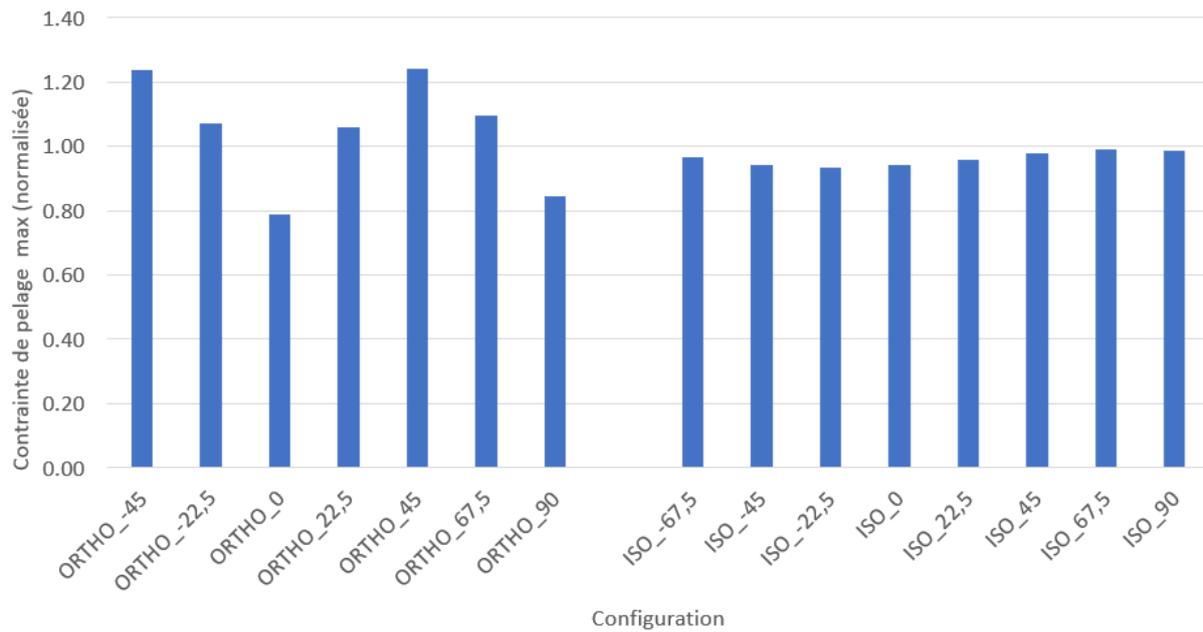


Figure VI.18 : Contrainte de pelage maximales (normalisée) pour toutes les configurations.

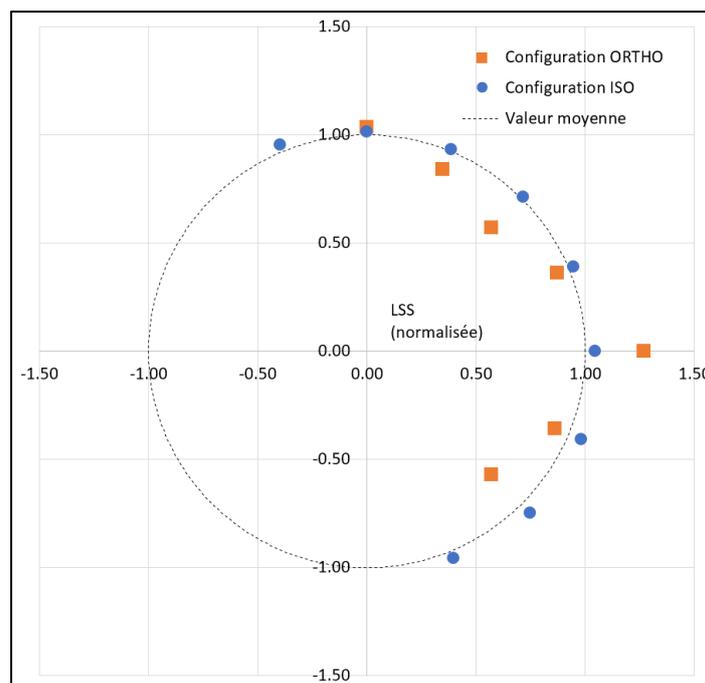


Figure VI.19 : LSS normalisée en représentation polaire pour les deux séquences (modèle numérique).

Il est intéressant de noter la similitude de ces valeurs issues du calcul avec les résultats expérimentaux présentés plus haut (figure VI.3 et figure VI.4) pour les deux séquences. Ceci montre qu'un modèle numérique simple, fondé sur l'hypothèse de la prédominance de la contrainte de pelage dans le processus de rupture, permet d'interpréter qualitativement les résultats.

VI.2. Étude des faciès de rupture

Les figures VI.21 et VI.22 présentent respectivement pour la séquence ORTHO et la séquence ISO des photographies des surfaces rompues des assemblages soudés. Seuls les échantillons obtenus en mode énergie sont présentés ici.

La comparaison des faciès de rupture entre les deux séquences, quelle que soit l'orientation, ne révèle aucune différence notable. Les modes de rupture, à l'échelle locale, semblent tout à fait similaires. On relève pour la plupart des échantillons des fibres appartenant au substrat supérieur sur le substrat inférieur et inversement. Ceci est particulièrement visible sur les assemblages à + et $-22,5^\circ$, puisque les directions des fibres sont bien différenciées (figure VI.20). On peut en conclure que la rupture est de type cohésif et s'est propagée dans les deux substrats, ce qui est la preuve d'un soudage correct. Ce sont bien les propriétés du matériau qui gouvernent la rupture. Cependant, ce type de fissuration cohésive caractéristique semble plus notable pour les interfaces hors directions principales 0° et 90° .

La figure VI.23 présente des images MEB de quelques zones caractéristiques sélectionnées parmi les séquences ISO 0° , 45° et $22,5^\circ$. On constate la présence de nombreux arrachements de fibres provenant des zones proches de l'interface soudée (figure VI.23.a2, b2 et c2) ainsi que du décollement entre fibre et matrice (figures VI.23.a3, b3 et c3). Les images (a4, b4 et c4) de la figure présentent des zooms sur ces zones particulières.



Figure VI.20 : Orientation des paquets de fibres (exemple ISO $-22,5^\circ$).

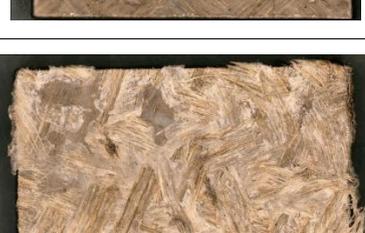
Orientation	Substrat inférieur	Substrat supérieur
0°		
90°		
45°		
-45°		
22,5°		
-22,5°		

Figure VI. 21 : Faciès de rupture des échantillons soudés (séquence ORTHO).

Orientation	Substrat inférieur	Substrat supérieur
0°		
90°		
45°		
-45°		
22,5°		
-22,5°		

Figure VI.22 : Faciès de rupture des échantillons soudés (séquence ISO).

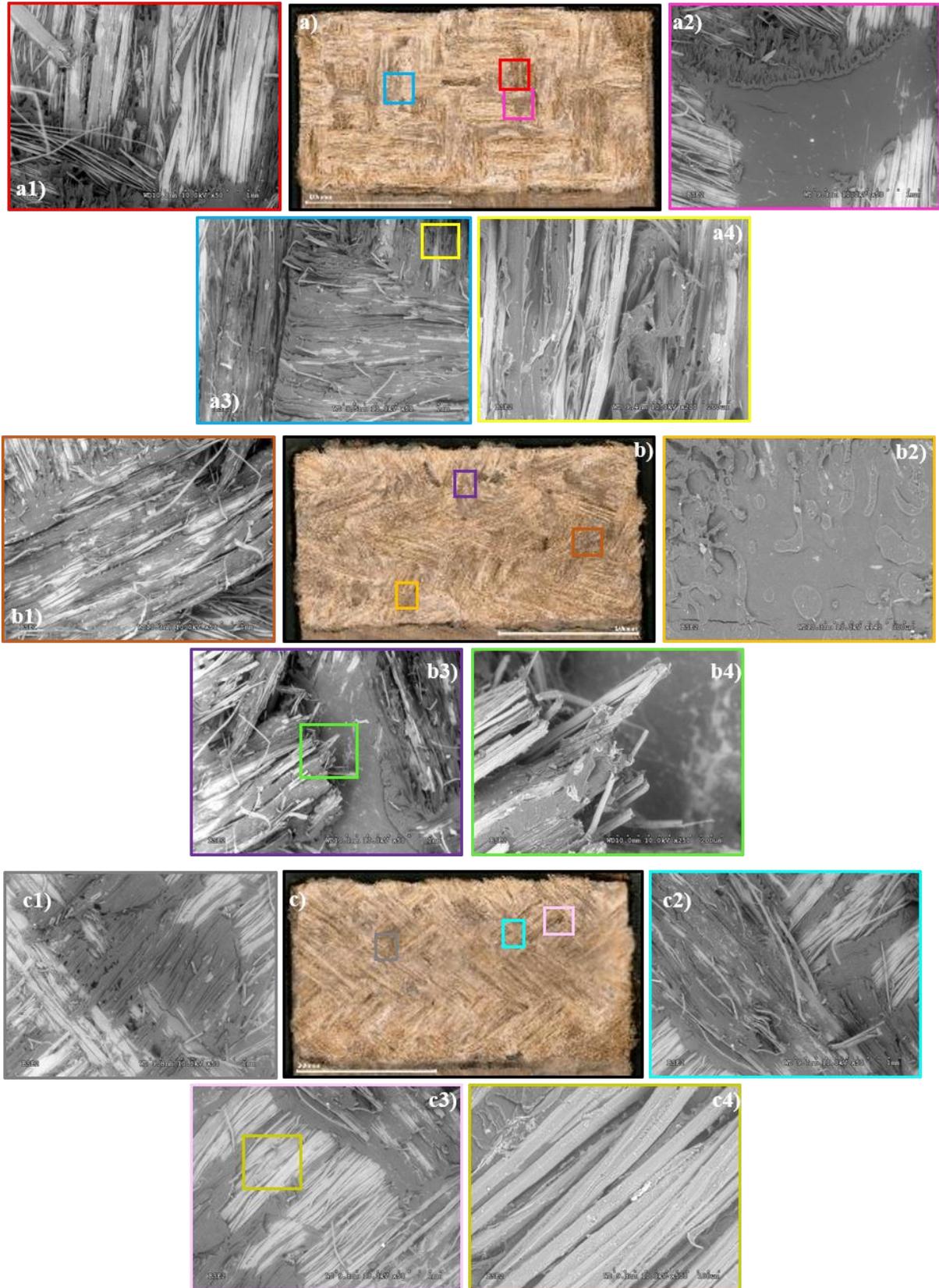


Figure VI.23 : Micrographies au MEB de la configuration : a) ISO_0, b) ISO_22,5 et c) ISO_45.

Si on confronte les observations de ces faciès de rupture aux résultats de LSS obtenus pour les différentes orientations des séquences ISO, on peut émettre l'hypothèse d'un léger effet de l'orientation

des fibres à l'interface sur les performances de l'assemblage. En effet, les performances des assemblages à 0° et à 90° sont inférieures à celles des autres orientations. Ce soudage à « fibres alignées » est donc moins solide que dans le cas où les fibres de chaque côté de l'interface ont des directions différentes. Il resterait à déterminer si ce phénomène est dû à de meilleures conditions de soudage dans ces configurations, ou à une disposition des fibres rendant la rupture plus complexe et donc augmentant la force nécessaire, comme il est observé pour les assemblages de stratifiés carbone/époxy [169].

VI.3. Comparaison avec les joints collés

Les mêmes essais, à une échelle plus réduite, ont été menés sur des échantillons collés, afin de comparer les performances des méthodes d'assemblage. Les résultats sont présentés dans le tableau VI.4 et la figure VI.24 les reprend en représentation polaire.

Tableau VI.4 : Résultat obtenus pour les assemblages collés.

Collage	LSS (MPa)	Ecart type (MPa)
ISO_0	4,8	0,6
ISO_90	4,6	0,4
ISO_22.5	5	0,5
ISO_45	5,2	0,3
ORTHO_0	5	0,6
ORTHO_90	4,8	0,1
ORTHO_22.5	4,1	0,2
ORTHO_45	3,9	0,1

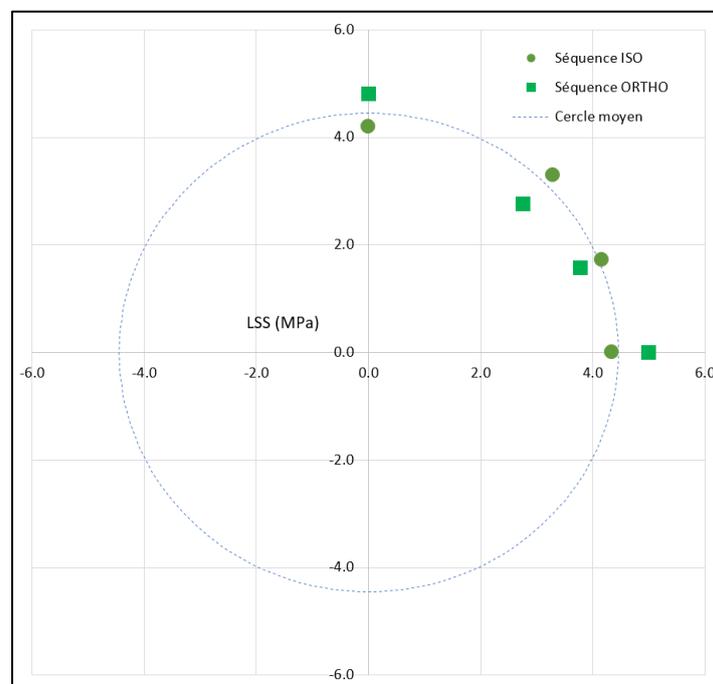


Figure VI.24 : Diagramme polaire des LLS obtenus pour les configurations collées.

Tout d'abord, il faut noter que, quelle que soit la séquence d'empilement utilisée, les joints soudés par ultrasons présentent des valeurs de LSS nettement supérieures à celles des joints collés. Cette observation souligne l'efficacité du soudage par ultrasons pour créer des liaisons robustes dans ce

matériau composite particulier. La deuxième constatation est que la répartition des LSS suivant les orientations suit la même hiérarchie que celle observée pour le soudage ultrasons. La séquence ISO présente une résistance qui dépend peu de l'orientation, mais qui paraît un peu plus faible dans les orientations principales 0° et 90° . Ceci n'est cependant pas étayé par l'analyse de la variance qui donne un $p > 0,05$ pour cet ensemble de résultats. En ce qui concerne la séquence ORTHO, on retrouve les mêmes phénomènes que pour le soudage, avec des résistances maximales dans les directions 0° et 90° , expliquées par une plus grande rigidité de flexion, et des valeurs inférieures hors de ces axes.

Les faciès de rupture des joints collés ont été examinés en microscopie numérique (figure VI.25). Le mode de défaillance combine des ruptures cohésives, essentiellement dans l'adhésif mais concernant parfois un des substrats, et des ruptures adhésives, entre la couche de colle et les substrats. On retrouve de la colle sur chaque substrat. Il s'agit donc de ruptures mixtes assez classiques. Les ruptures adhésives peuvent indiquer une mauvaise préparation des surfaces à coller, ou une erreur dans l'application du primaire, mais elles sont retrouvées systématiquement et semblent inévitables. Le collage est correct, mais les résultats inférieurs à ceux du soudage proviennent des limites de ce procédé. La recherche d'un adhésif présentant des performances supérieures ou d'un primaire plus efficace est une éventuelle piste d'amélioration.

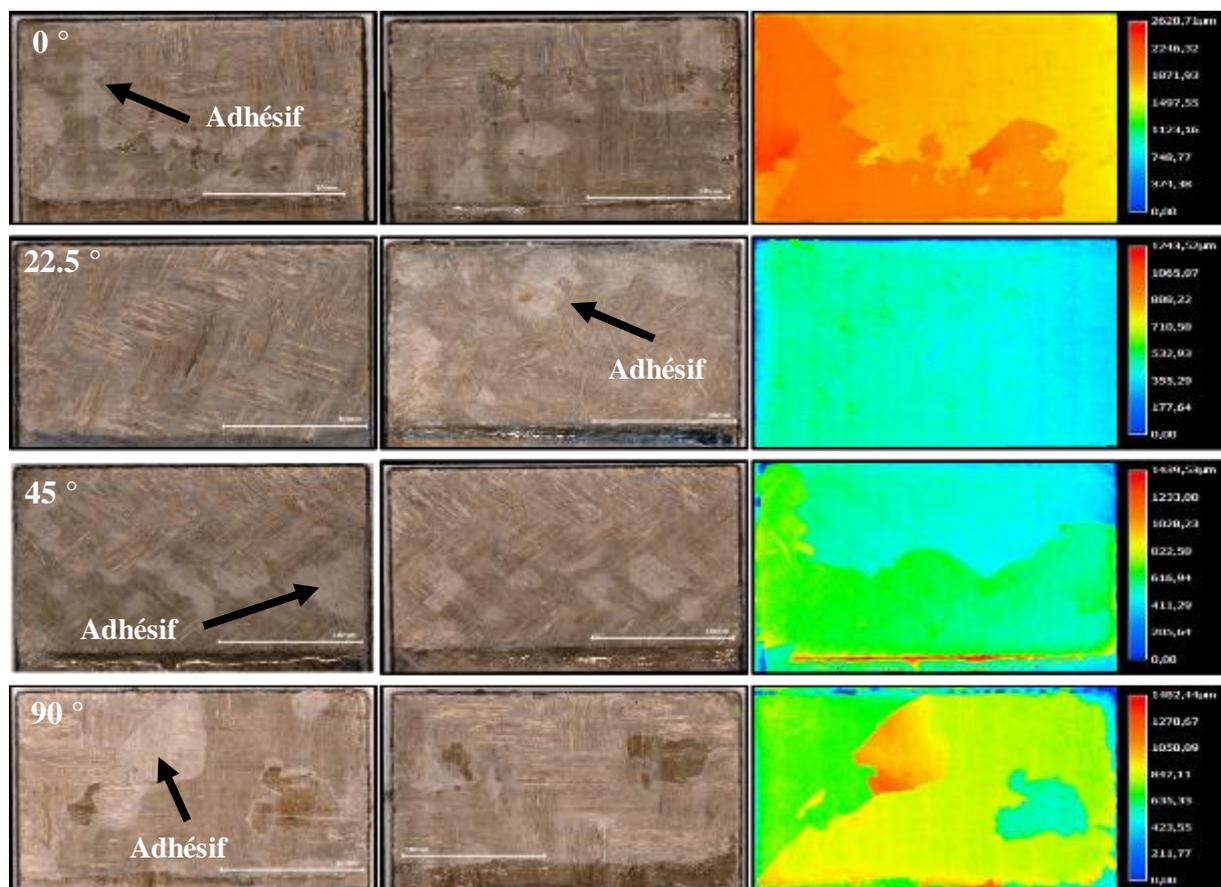


Figure VI.25 : Faciès de rupture des joints collés.

VI.4. Conclusion du chapitre VI

L'ensemble des résultats présentés dans ce chapitre permet de conclure quant à l'influence de l'orientation des fibres à l'interface sur les performances des joints soudés. Tout d'abord, l'évaluation de cette influence réclame obligatoirement de recourir à des séquences isotropes, car les résultats obtenus avec des séquences orthotropes testés dans différentes directions seront perturbés par les

différences de raideur des assemblages selon leur orientation. Avec l'emploi des séquences isotropes, on peut conclure que l'influence de l'orientation locale des fibres est faible, et pourrait être négligée dans de potentielles simulations numériques. Dans ce cas les zones soudées peuvent être modélisées par des zones cohésives classiques, avec un comportement à rupture indépendant de l'orientation à l'interface.

Ces conclusions restent bien entendu relatives au matériau étudié ici, et pourraient être différentes pour des composites à pli unidirectionnel, comme les carbone/PEEK par exemple qui sont utilisés pour des applications hautes performances et peuvent aussi être assemblés par soudage ultrasons.

Conclusion générale et perspectives

Les travaux présentés dans ce document ont été consacrés à l'étude de l'assemblage de composites à matrice polypropylène renforcée par des tissus de lin. Les fibres d'origine végétale offrent une alternative écologique intéressante aux fibres synthétiques, notamment aux fibres de verre largement utilisées dans les pièces composites courantes, en raison de leurs bonnes propriétés mécaniques. Ces fibres trouvent des applications potentielles dans divers domaines, tels que le transport et le mobilier urbain, qui nécessitent des structures complexes. Pour assembler ces matériaux, la technique de soudage par ultrasons a été employée.

L'étude bibliographique a permis de recenser les principaux travaux portant sur la fabrication et le soudage par ultrasons de composites thermoplastiques. Elle a révélé un manque d'études concernant le soudage par ultrasons des composites renforcés par des fibres naturelles. De plus, des techniques de caractérisation mécanique des joints soudés, notamment l'essai de cisaillement simple recouvrement (SLS), ainsi que des méthodes de mesure de la température ont été abordées dans cette partie.

Les objectifs de ces travaux de recherche étaient au nombre de trois. Tout d'abord, il s'agissait d'optimiser les paramètres de fabrication par thermocompression des composites tissés lin/PP. L'optimisation des paramètres de fabrication est essentielle pour développer des matériaux biosourcés de haute performance. Le deuxième objectif consistait à déterminer l'effet des paramètres de soudage sur les profils de température et les propriétés mécaniques des joints soudés, avec ou sans directeurs d'énergie. Enfin, le troisième objectif visait à identifier l'influence de l'orientation des fibres sur la qualité des joints soudés et collés, tout en comparant les résultats mécaniques des deux méthodes d'assemblage de ces matériaux : le soudage par ultrasons et le collage.

Pour atteindre le premier objectif, l'effet de paramètres de fabrication tels que la pression, la température et le temps de maintien a été exploré. Dans un premier temps, le composite lin/polypropylène sergé 2/2 à fibres comêlées sélectionné pour l'étude a été fabriqué par consolidation sous vide et thermocompression. Les essais de traction ont révélé que la pression appliquée lors de la thermocompression était le facteur le plus influent sur la résistance, le module d'Young et l'allongement en traction du matériau. L'influence des paramètres de fabrication sur la bilinéarité du comportement, notamment le rapport entre les modules E_1 et E_2 du composite, a également été décrite. La température de fabrication a été limitée à 200 °C pour éviter la dégradation des fibres de lin, bien que cette température ait permis d'obtenir les propriétés mécaniques les plus élevées. Le temps de maintien a eu un faible impact sur les propriétés mécaniques. Des observations microscopiques ont mis en évidence la présence de porosités et ont expliqué l'impact significatif de la pression sur les propriétés mécaniques. En effet, l'application de pression a provoqué un aplatissement du tissu, réduisant ainsi l'amplitude des ondulations des fils de chaîne et de trame. Cet alignement partiel des fils peut expliquer l'augmentation des modules.

Dans un deuxième temps, des séquences isotropes et homogènes, telles que [0/45/45/0/45/0/0/45], [0/-45/-45/0/45/90/90/45] et [90/45/45/0/45/0/0/-45], ont été élaborées en utilisant les paramètres de fabrication optimisés précédemment déterminés. Des essais de traction et de flexion dans différentes directions ont confirmé des propriétés s'approchant de l'isotropie, y compris du point de vue du comportement à rupture. Ces résultats ont permis de montrer qu'une approche fondée sur la théorie des stratifiés était valide pour concevoir des séquences d'empilement à propriétés particulières.

Le deuxième objectif visait à optimiser les paramètres de soudage par ultrasons de ce matériau et à étudier l'impact de ces paramètres sur les profils de température et les propriétés mécaniques des joints

soudés. L'approche méthodologique de cette étude reposait sur une combinaison d'approches quantitatives et qualitatives, de façon à obtenir une vision globale des effets et interactions des paramètres. Dans un premier temps, nous avons adopté une approche utilisant la méthode des plans d'expérience. Cette approche nous a permis d'explorer systématiquement un large éventail de paramètres et de facteurs d'influence, tout en générant des données quantitatives fiables.

Les paramètres pris en compte dans notre étude comprenaient le temps de soudage, l'amplitude et la force de soudage pour le mode temps, ainsi que l'énergie de soudage, l'amplitude et la force de soudage pour le mode énergie. La réponse étudiée était la résistance maximale des joints soudés. Trois modalités ou niveaux ont été retenus pour chacun des quatre paramètres. Tous les facteurs de soudage, ainsi que leurs interactions potentielles, ont été examinés pour les deux modes.

Les résultats des analyses statistiques et de l'ANOVA ont révélé que, pour le mode temps, le temps de soudage et son interaction avec la force de soudage sont les facteurs les plus significatifs. De même, pour le mode énergie, le facteur le plus significatif est l'énergie de soudage. Enfin, des modèles matriciels "statistiques" ont été proposés pour exprimer la réponse (résistance maximale) en fonction des paramètres significatifs de chaque mode. Les combinaisons de référence obtenues grâce aux plans d'expériences ont été utilisées dans les sections suivantes de l'étude.

De façon à comprendre les mécanismes sous-jacents et obtenir une vision plus détaillée, la démarche a été complétée par une étude qualitative. Dans un premier temps, les échantillons ont été soudés sans directeurs d'énergie. Les essais de cisaillement simple recouvrement ont permis d'obtenir une LSS1 de 9,6 MPa et une LSS2 de 9,8 MPa sans aucune dégradation visible des fibres, malgré l'exposition à une température proche de 460 °C. Ceci est sans doute dû à une faible durée d'exposition. L'augmentation du temps de soudage ou de l'énergie de soudage conduit rapidement à la combustion des fibres et à une baisse notable de la résistance de l'assemblage. De même, l'utilisation d'une force de soudage trop élevée bloque la possibilité de vibration à l'interface et n'autorise pas une fusion adéquate de la matrice, ce qui entraîne une résistance plus faible. L'amplitude et le temps de consolidation n'ont pas d'influence significative sur les résultats mécaniques. Lorsque les directeurs d'énergie plats d'épaisseur 92 μm , 159 μm et 231 μm ont été utilisés, une durée de soudage trop courte ou une faible énergie de soudage n'ont pas permis leur fusion complète, créant un espace discontinu à l'interface. Cela entraîne une faible résistance au cisaillement simple du joint. En revanche, lorsque le temps de soudage est de 500 ms ou l'énergie de soudage est de 600 J, la liaison interfaciale est de bonne qualité, et l'excès de chaleur est utilisé pour faire fondre le directeur d'énergie. La rupture est cohésive avec une LSS de 10,7 MPa pour un DE de 92 μm , de 10,4 MPa pour un DE de 159 μm et de 11 MPa pour un DE de 231 μm . Si le temps de soudage et l'énergie de soudage sont prolongés, des défauts de fissure et de vide apparaissent dans la ligne de soudure du joint, et la résistance du joint diminuent.

Enfin, la dernière partie de l'étude a porté sur l'influence de l'orientation des fibres de part et d'autre de la zone soudée. A cette fin, des essais ont été menés en utilisant une séquence classique orthotrope et une des séquences isotropes conçues précédemment. Les résultats obtenus ont confirmé que l'approche utilisant des séquences orthotropes ne permettait pas de répondre à la question posée car la résistance au cisaillement était plus sensible à la rigidité intrinsèque des substrats qu'à l'orientation de soudage. Au contraire, les séquences isotropes se sont révélées d'excellents supports pour mener une telle étude. Contrairement à ce qui est observé dans les collages de composites plus rigides, l'influence de l'orientation des fibres est faible, bien qu'on puisse noter une résistance légèrement inférieure lorsque la sollicitation est alignée selon les directions principales du tissu. Une étude menée sur des assemblages collés a révélé des tendances similaires, avec une résistance systématiquement inférieure.

L'ensemble des résultats obtenus permet de formuler quelques pistes à explorer et quelques perspectives pour la suite de l'étude. Tout d'abord, notre approche s'est limitée à une caractérisation

mécanique des éprouvettes, couplée à une observation visuelle des surfaces soudées. Or, l'exposition à de hautes températures qui a été mise en évidence, bien que ne provoquant pas de changements visibles dans le matériau, a sans doute affecté la structure des fibres et de la matrice. La reproduction des conditions de cette exposition très rapide à une forte chaleur pourrait être envisagée pour évaluer ses effets sur les fibres seules, mais le moyen expérimental reste à concevoir. Il faut donc pour l'instant s'intéresser directement à la zone des éprouvettes affectée thermiquement. La spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FT-IR), en mettant en évidence des phénomènes d'oxydation, tant pour les fibres que pour la matrice, représente un outil indispensable de ce point de vue. Elle doit être utilisée en microscopie pour distinguer la zone soudée de faible épaisseur. La spectroscopie Raman pourrait également apporter des informations précieuses, entre autres, sur des modifications du taux de cristallinité de la matrice polypropylène au voisinage de la zone de soudure. Ce taux de cristallinité peut avoir une influence directe sur le comportement mécanique local. Une approche multi disciplinaire est donc indispensable.

Cette évaluation des transformations physico chimiques des composants du matériau est d'ailleurs nécessaire avant d'aller plus loin dans l'étude du comportement de ces assemblages. Ces nouvelles étapes comprennent les études de durabilité, notamment en milieu humide. Toute modification de composition des fibres pourrait donner lieu à un comportement différent face à l'absorption d'eau, et donc nécessiter une prise en compte différenciée des zones soudées. De même, une étude en fatigue permettrait de déterminer si ces zones présentent une fragilité particulière.

Ces travaux ont permis de mettre en place une méthodologie d'évaluation du processus, mais toute extension à de nouveaux matériaux devra donner lieu à une nouvelle étude. Ce sera le cas pour le lin/PLA, qui peut répondre à des besoins similaires à ceux du lin/PP, tout en offrant des perspectives de biodégradabilité. Sa soudabilité par ultrasons devra être évaluée. En gardant le même matériau lin/PP, une simple modification de structure comme l'emploi de plis unidirectionnels peut donner lieu à un comportement différent de l'assemblage, notamment du point de vue de l'effet de l'orientation des fibres.

Enfin, ces travaux s'inscrivent dans le cadre du projet ASOUCOMP, qui s'intéresse à la conception de structures assemblées en composites à fibres naturelles et matrice thermoplastique. Si le joint simple recouvrement peut suffire à évaluer les paramètres du procédé, il atteint ses limites lorsque des données sont nécessaires pour la modélisation numérique des structures. Il faut alors faire appel à des éprouvettes technologiques permettant d'étudier différentes directions de sollicitation et combinant traction/compression et cisaillement. De nouveaux montages d'assemblages sont en cours de conception pour réaliser ces éprouvettes, en utilisant cette fois une sonotrode cylindrique permettant du soudage par point, plus adapté aux structures tridimensionnelles.

En poursuivant ces perspectives de recherche, nous espérons améliorer notre compréhension du soudage par ultrasons des composites à base de fibres végétales et contribuer au développement de matériaux plus durables et respectueux de l'environnement pour diverses applications.

Références bibliographiques

- [1] M. R. Choudhury and K. Debnath, “Analysis of tensile failure load of single-lap green composite specimen welded by high-frequency ultrasonic vibration,” *Mater. Today Proc.*, vol. 28, pp. 739–744, 2020, doi: 10.1016/j.matpr.2019.12.290.
- [2] A. Yousefpour, M. Hojjati, and J. P. Immarigeon, “Fusion bonding/welding of thermoplastic composites,” *J. Thermoplast. Compos. Mater.*, vol. 17, no. 4, pp. 303–341, 2004, doi: 10.1177/0892705704045187.
- [3] P. Gouin O’Shaughnessey, M. Dubé, and I. Fernandez Villegas, “Modeling and experimental investigation of induction welding of thermoplastic composites and comparison with other welding processes,” *J. Compos. Mater.*, vol. 50, no. 21, pp. 2895–2910, 2016, doi: 10.1177/0021998315614991.
- [4] A. B. Strong, *High Performance & Engineering Thermoplastic Composites*. CRC Press, 1993.
- [5] J. R. Vinson, “Mechanical Fastening of Polymer Composites,” *Polym. Eng. Sci.*, vol. 29, no. 19, pp. 1332–1339, 1989.
- [6] L. Y. Chen, Q. Zhi, J. C. Li, Z. X. Liu, and P. C. Wang, “Single-sided ultrasonic welding of CF/nylon 6 composite without energy directors,” *Weld. J.*, vol. 97, no. 1, pp. 17s-25s, 2018, doi: 10.29391/2018.97.002.
- [7] C. Ageorges, L. Ye, and M. Hou, “Advances in fusion bonding techniques for joining thermoplastic matrix composites: A review,” *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 32, no. 6, pp. 839–857, 2001, doi: 10.1016/S1359-835X(00)00166-4.
- [8] J. R. Vinson, “Adhesive Bonding of Polymer Composites,” *Polym. Eng. Sci.*, vol. 29, no. 19, pp. 1325–1331, 1989.
- [9] T. A. Barnes and I. R. Pashby, “Joining techniques for aluminium spaceframes used in automobiles: Part II — adhesive bonding and mechanical fasteners,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 99, no. 1–3, pp. 72–79, 2000.
- [10] M. Hou, A. Beehag, and Q. Yuan, “Welding techniques for polymer or polymer composite components,” *U.S. Pat.*, no. 8,790.486, 2014.
- [11] T. Löbel, D. Holz Hüter, M. Sinapius, and C. Hühne, “A hybrid bondline concept for bonded composite joints,” *Int. J. Adhes. Adhes.*, vol. 68, pp. 229–238, 2016, doi: 10.1016/j.ijadhadh.2016.03.025.
- [12] I. A. Ashcroft, M. M. A. Wahab, A. D. Crocombe, D. J. Hughes, and S. J. Shaw, “The effect of environment on the fatigue of bonded composite joints . Part 1 : testing and fractography,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 32, no. 1, pp. 45–58, 2001.
- [13] R. P. Wool and K. M. O’Connor, “A theory of crack healing in polymers,” *J. Appl. Phys.*, vol. 52, no. 10, pp. 5953–5963, 1981, doi: 10.1063/1.328526.
- [14] R. P. Wool, B. -L Yuan, and O. J. McGarel, “Welding of polymer interfaces,” *Polym. Eng. Sci.*, vol. 29, no. 19, pp. 1340–1367, 1989, doi: 10.1002/pen.760291906.
- [15] Y. H. Kim and R. P. Wool, “A Theory of Healing at a Polymer Polymer Interface,” *Macromolecules*, vol. 16, no. 7, pp. 1115–1120, 1983, doi: 10.1021/ma00241a013.
- [16] A. C. Loos and M.-C. Li, “Non-Isothermal Autohesion Model for Amorphous Thermoplastic Composites,” *J. Thermoplast. Compos. Mater.*, vol. 7, no. 4, pp. 280–310, 1994.
- [17] W. Tao, X. Su, H. Wang, Z. Zhang, H. Li, and J. Chen, “Influence mechanism of welding time and energy director to the thermoplastic composite joints by ultrasonic welding,” *J. Manuf. Process.*, vol. 37, no. May 2018, pp. 196–202, 2019, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.11.002.
- [18] E. Silverman and R. Griese, “Joining methods for graphite/PEEK thermoplastic composites,” *Sampe J.*, vol. 25, pp. 34–38, 1989.
- [19] P. Davies, W. J. Cantwell, P. Y. Jar, P. E. Bourban, V. Zysman, and H. H. Kausch, “Joining and repair of a carbon fibre-reinforced thermoplastic,” *Composites*, vol. 22, no. 6, pp. 425–431, 1991, doi: 10.1016/0010-4361(91)90199-Q.
- [20] I. F. Villegas and G. Palardy, “Ultrasonic welding of CF/PPS composites with integrated triangular energy directors: melting, flow and weld strength development,” *Compos. Interfaces*, vol. 24, no. 5, pp. 515–528, 2017, doi: 10.1080/09276440.2017.1236626.
- [21] J. P. Reis, M. de Moura, and S. Samborski, “Thermoplastic Composites and Their Promising Applications in Joining and Repair Composites Structures : A Review,” *Materials (Basel)*, vol. 13, no. 24, p. 5832, 2020.

- [22] A. Nevers, “Effets des ultrasons sur l’élaboration de revêtements électrolytiques d’argent et d’argent-étain : nucléation, croissance et structures cristallines,” Thèse de doctorat, Université de Bourgogne Franche-Comté, 2017.
- [23] M. N. Tolunay, P. R. Dawson, and K. K. Wang, “Heating and bonding mechanisms in ultrasonic welding of thermoplastics,” *Polym. Eng. Sci.*, vol. 23, no. 13, pp. 726–733, 1983, doi: 10.1002/pen.760231307.
- [24] Z. Zhang, X. Wang, Y. Luo, Z. Zhang, and L. Wang, “Study on Heating Process of Ultrasonic Welding for Thermoplastics,” *J. Thermoplast. Compos. Mater.*, vol. 23, no. 5, pp. 647–664, 2010, doi: 10.1177/0892705709356493.
- [25] I. F. Villegas, “Strength development versus process data in ultrasonic welding of thermoplastic composites with flat energy directors and its application to the definition of optimum processing parameters,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 65, pp. 27–37, 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.05.019.
- [26] J. Devine, “Ultrasonic plastics welding basics,” *Weld. J.*, vol. 80, no. 1, pp. 29–33, 2001.
- [27] D. H. Minh, “Couplage thermomécanique lors de la soudure par ultrasons : application pour les thermoplastiques,” Thèse de doctorat, Université Paris-Est, 2009.
- [28] I. F. Villegas, L. Moser, A. Yousefpour, P. Mitschang, and H. E. N. Bersee, “Process and performance evaluation of ultrasonic, induction and resistance welding of advanced thermoplastic composites,” *J. Thermoplast. Compos. Mater.*, vol. 26, no. 8, pp. 1007–1024, 2013, doi: 10.1177/0892705712456031.
- [29] M. Ganesh and R. Praba Rajathi, “Experimental Study on Ultrasonic Welding of Aluminum Sheet To Copper Sheet,” *Int. J. Res. Eng. Technol.*, vol. 02, no. 12, pp. 161–166, 2013, doi: 10.15623/ijret.2013.0212029.
- [30] G. Wagner, F. Balle, and D. Eifler, “Ultrasonic welding of hybrid joints,” *Jom*, vol. 64, no. 3, pp. 401–406, 2012, doi: 10.1007/s11837-012-0269-5.
- [31] S. Bolt, “Ultrasonic Plastic Welding of Carbon Fiber Reinforced Polyamide 6 to Aluminium and Steel,” 2014.
- [32] V. G. Gutnik, N. V. Gorbach, and A. V. Dashkov, “Some characteristics of ultrasonic welding of polymers,” *Fibre Chem.*, vol. 34, no. 6, pp. 426–432, 2002, doi: 10.1023/A:1022912325343.
- [33] Branson Ultrasonic and Polymers, “Polymers: Characteristics and Compatibility for Ultrasonic Assembly,” *Applied Technologies Group*, 1971.
- [34] S. J. Liu, W. F. Lin, B. C. Chang, G. M. Wu, and S. W. Hung, “Optimizing the joint strength of ultrasonically welded thermoplastics,” *Adv. Polym. Technol.*, vol. 18, no. 2, pp. 125–135, 1999, doi: 10.1002/(SICI)1098-2329(199922)18:2<125::AID-ADV3>3.0.CO;2-A.
- [35] Y. Wang, Z. Rao, S. Liao, and F. Wang, “Ultrasonic welding of fiber reinforced thermoplastic composites: Current understanding and challenges,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 149, no. April, p. 106578, 2021, doi: 10.1016/j.compositesa.2021.106578.
- [36] D. Bakavos and P. B. Prangnell, “Mechanisms of joint and microstructure formation in high power ultrasonic spot welding 6111 aluminium automotive sheet,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 23, pp. 6320–6334, 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.06.038.
- [37] B. Harras, K. C. Cole, and T. Vu-Khanh, “Optimization of the ultrasonic welding of PEEK-carbon composites,” *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 15, no. 2, pp. 174–182, 1996, doi: 10.1177/073168449601500203.
- [38] Q. Zhi, X. R. Tan, L. Lu, L. Y. Chen, J. C. Li, and Z. X. Liu, “Decomposition of ultrasonically welded carbon fiber/polyamide 66 and its effect on weld quality,” *Weld. World*, vol. 61, no. 5, pp. 1017–1028, 2017, doi: 10.1007/s40194-017-0482-5.
- [39] S. J. Liu, I. T. Chang, and S. W. Hung, “Factors affecting the joint strength of ultrasonically welded polypropylene composites,” *Polym. Compos.*, vol. 22, no. 1, pp. 132–141, 2001, doi: 10.1002/pc.10525.
- [40] R. Kalyan Kumar and M. Omkumar, “Investigation and characterization of ultrasonically welded GF/PA6T composites,” *Mater. Today Proc.*, vol. 26, pp. 282–286, 2019, doi: 10.1016/j.matpr.2019.11.261.
- [41] J. Tsujino, M. Hongoh, M. Yoshikuni, H. Miura, and T. Ueoka, “Frequency Characteristics of Ultrasonic Plastic Welding * (27 kHz to 180 kHz Ultrasonic Plastic Welding Systems),” *JSME Int. J.*, vol. 49, no. 05, pp. 634–641, 2006.
- [42] J. Zhang, K. K. Chawla, and U. K. Vaidya, “Ultrasonic welding of glass fiber reinforced polypropylene,” *Adv. Mater. Res.*, vol. 557–559, no. February 2019, pp. 1313–1316, 2012, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.557-559.1313.
- [43] Y. H. Gao, Q. Zhi, L. Lu, Z. X. Liu, and P. C. Wang, “Ultrasonic welding of carbon fiber reinforced nylon 66 composite without energy director,” *J. Manuf. Sci. Eng. Trans. ASME*, vol. 140, no. 5, pp. 1–11, 2018,

- doi: 10.1115/1.4039113.
- [44] I. F. Villegas, “Ultrasonic Welding of Thermoplastic Composites,” *Front. Mater.*, vol. 6, p. 291, 2019, doi: 10.3389/fmats.2019.00291.
- [45] Syed Farhan Raza, “Ultrasonic Welding of Thermoplastics,” University of Sheffield, 2015.
- [46] F. Balle, G. Wagner, and D. Eifler, “Ultrasonic metal welding of aluminium sheets to carbon fibre reinforced thermoplastic composites,” *Adv. Eng. Mater.*, vol. 11, no. 1–2, pp. 35–39, 2009, doi: 10.1002/adem.200800271.
- [47] I. F. Villegas and H. E. N. Bersee, “Ultrasonic Welding of Advanced Thermoplastic Composites: An Investigation on Energy-Directing Surfaces,” *Adv. Polym. Technol.*, vol. 32, no. 2013, pp. 474–485, 2010, doi: 10.1002/adv.
- [48] G. Joly, “Assemblage des thermoplastiques par soudage,” *Techniques de l’ingénieur, Matériaux | Plastiques et composites*, p. AM3760, 2005.
- [49] J. Rotheiser, *Joining of plastics: handbook for designers and engineers*, 3rd Editio. Carl Hanser Verlag GmbH Co KG, 2015.
- [50] M. M. Schwartz, “Joining of composite-matrix materials,” *ASM Int.*, 1994.
- [51] R. Nikoi, M. M. Sheikhi, and N. B. M. Arab, “Experimental Analysis of Effects of Ultrasonic Welding on Weld Strength of Polypropylene Composite Samples,” *Int. J. Eng.*, vol. 28, no. 3, pp. 447–453, 2015.
- [52] C. Hopmann and A. van Aaken, “Ultrasonic welding of polyamide—influence of moisture on the process relevant material properties,” *Weld. World*, vol. 58, no. 6, pp. 787–793, 2014, doi: 10.1007/s40194-014-0158-3.
- [53] N. Jia and V. A. Kagan, “Mechanical Performance of Polyamides with Influence of Moisture and Temperature – Accurate Evaluation and Better Understanding,” *Plast. Fail. Anal. Prev.*, no. May, pp. 95–104, 2001, doi: 10.1016/b978-188420792-1.50014-7.
- [54] J. Chaichanawong, C. Thongchuea, and S. Areerat, “Effect of moisture on the mechanical properties of glass fiber reinforced polyamide composites,” *Adv. Powder Technol.*, vol. 27, no. 3, pp. 898–902, 2016, doi: 10.1016/j.apt.2016.02.006.
- [55] M. V. Timmaraju, R. Gnanamoorthy, and K. Kannan, “Influence of imbibed moisture and organoclay on tensile and indentation behavior of polyamide 66/hectorite nanocomposites,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 42, no. 3, pp. 466–472, 2011, doi: 10.1016/j.compositesb.2010.12.012.
- [56] K. S. Suresh, M. R. Rani, K. Prakasan, and R. Rudramoorthy, “Modeling of temperature distribution in ultrasonic welding of thermoplastics for various joint designs,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 186, no. 1–3, pp. 138–146, 2007, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2006.12.028.
- [57] Q. Zhi, X. R. Tan, and Z. X. Liu, “Effect of moisture on the ultrasonic welding of carbon-fiber-reinforced polyamide 66 composite,” *Weld. J.*, vol. 96, no. 6, pp. 185s–192s, 2017.
- [58] M. Bonmatin, F. Chabert, G. Bernhart, T. Cutard, and T. Djilali, “Ultrasonic welding of CF / PEEK composites: Influence of welding parameters on interfacial temperature profiles and mechanical properties,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 162, p. 107074, 2022, doi: 10.1016/j.compositesa.2022.107074.
- [59] S. K. Bhudolia, G. Gohel, and K. F. Leong, “Advances in Ultrasonic Welding of Thermoplastic Composites: A Review,” *Materials (Basel)*, vol. 13, no. 6, p. 1284, 2020.
- [60] R. Rashiqah, A. B. Elmi, and K. Shahrul, “Determination of ultrasonic welding optimal parameters for thermoplastic material of manufacturing products,” *J. Teknol. (Sciences Eng.)*, vol. 64, no. 1, pp. 19–24, 2013, doi: 10.11113/jt.v64.1158.
- [61] Y. K. Chuah, L. H. Chien, B. C. Chang, and S. J. Liu, “Effects of the shape of the energy director on far-field ultrasonic welding of thermoplastics,” *Polym. Eng. Sci.*, vol. 40, no. 1, pp. 157–167, 2000, doi: 10.1002/pen.11149.
- [62] I. Fernandez Villegas, B. Valle Grande, H. E. N. Bersee, and R. Benedictus, “A comparative evaluation between flat and traditional energy directors for ultrasonic welding of CF/PPS thermoplastic composites,” *Compos. Interfaces*, vol. 22, no. 8, pp. 717–729, 2015, doi: 10.1080/09276440.2015.1053753.
- [63] G. Palardy and I. F. Villegas, “On the effect of flat energy directors thickness on heat generation during ultrasonic welding of thermoplastic composites,” *Compos. Interfaces*, vol. 24, no. 2, pp. 203–214, 2017, doi: 10.1080/09276440.2016.1199149.
- [64] B. Jongbloed, J. Teuwen, G. Palardy, I. F. Villegas, and R. Benedictus, “Improving weld uniformity in continuous ultrasonic welding of thermoplastic composites,” *Proc. 18th Eur. Conf. Compos. Mater. Athens, Greece, 24-28th June*, 2018.
- [65] G. Palardy and I. Fernandez Villegas, “Smart Ultrasonic Welding of Thermoplastic Composites,” *Proc. Am. Soc. Compos. - 31st Tech. Conf. ASC 2016*, doi: 10.3389/fmats.2019.00291.

- [66] K. Goto, K. Imai, M. Arai, and T. Ishikawa, "Shear and tensile joint strengths of carbon fiber-reinforced thermoplastics using ultrasonic welding," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 116, no. August 2018, pp. 126–137, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.10.032.
- [67] M. Bonmatin, "Ultrasonic welding of PAEK thermoplastic composites," Thèse de doctorat, Université de Toulouse, 2021.
- [68] F. Köhler, I. F. Villegas, C. Dransfeld, and A. Herrmann, "Static ultrasonic welding of carbon fibre unidirectional thermoplastic materials and the influence of heat generation and heat transfer," *J. Compos. Mater.*, vol. 55, no. 15, pp. 2087–2102, 2021, doi: 10.1177/0021998320976818.
- [69] M. Villar *et al.*, "In-situ infrared thermography measurements to master transmission laser welding process parameters of PEKK," *Opt. Lasers Eng.*, vol. 106, pp. 94–104, 2018, doi: 10.1016/j.optlaseng.2018.02.016.
- [70] M. Ilie, J. C. Kneip, S. Mattei, A. Nichici, C. Roze, and T. Girasole, "Through-transmission laser welding of polymers - temperature field modeling and infrared investigation," *Infrared Phys. Technol.*, vol. 51, no. 1, pp. 73–79, 2007, doi: 10.1016/j.infrared.2007.02.003.
- [71] M. Speka, S. Mattei, M. Pilloz, and M. Ilie, "The infrared thermography control of the laser welding of amorphous polymers," *NDT E Int.*, vol. 41, no. 3, pp. 178–183, 2008, doi: 10.1016/j.ndteint.2007.10.005.
- [72] A. C. A. Asséko, B. Cosson, F. Schmidt, Y. Le Maout, and E. Lafranche, "Laser transmission welding of composites-Part A: Thermo-physical and optical characterization of materials," *Infrared Phys. Technol.*, vol. 72, pp. 293–299, 2015, doi: 10.1016/j.infrared.2015.02.004.
- [73] A. C. A. Asséko, B. Cosson, F. Schmidt, Y. Le Maout, R. Gilblas, and E. Lafranche, "Laser transmission welding of composites - Part B: Experimental validation of numerical model," *Infrared Phys. Technol.*, vol. 73, pp. 304–311, 2015.
- [74] B. Brown and E. Bangs, "The Measurement and Monitoring of Resistance Spot Welds Using Infrared Thermography," *Thermosense VIII Therm. Infrared Sens. Diagnostics Control*, vol. 581, pp. 57–71, 1986.
- [75] P. Mitschang, R. Rudolf, and M. Neitzel, "Continuous induction welding process, modelling and realisation," *J. Thermoplast. Compos. Mater.*, vol. 15, no. 2, pp. 127–153, 2002, doi: 10.1177/0892705702015002451.
- [76] A. Cornet and F. Hlawka, *Propriétés et comportements des matériaux: du microscopique au macroscopique*. 2010.
- [77] L. Sun, S. J. Hu, and T. Freiheit, "Feature-based quality classification for ultrasonic welding of carbon fiber reinforced polymer through Bayesian regularized neural network," *J. Manuf. Syst.*, vol. 58, no. PA, pp. 335–347, 2021, doi: 10.1016/j.jmsy.2020.12.016.
- [78] S. Pal, S. K. Pal, and A. K. Samantaray, "Artificial neural network modeling of weld joint strength prediction of a pulsed metal inert gas welding process using arc signals," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 202, no. 1–3, pp. 464–474, 2008, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.09.039.
- [79] M. Natesh *et al.*, "Experimental and numerical procedure for studying strength and heat generation responses of ultrasonic welding of polymer blends," *Measurement*, vol. 132, pp. 1–10, 2019, doi: 10.1016/j.measurement.2018.09.043.
- [80] Y. Li, B. Yu, B. Wang, T. H. Lee, and M. Banu, "Online quality inspection of ultrasonic composite welding by combining artificial intelligence technologies with welding process signatures," *Mater. Des.*, vol. 194, p. 108912, 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2020.108912.
- [81] S. Liang, "Etude de comportement en fatigue des composites renforcés par fibres végétales : prise en compte de la variabilité des propriétés," Thèse de doctorat, Université de Bourgogne, 2013.
- [82] D. Gay, *Matériaux composites*, 5e édition. Paris: Lavoisier, 2005.
- [83] M. S. EL-Wazery, M. I. EL-Elamy, and S. H. Zoalfakar, "Mechanical properties of glass fiber reinforced polyester composites," *Int. J. Appl. Sci. Eng.*, vol. 14, no. 3, pp. 121–131, 2017, doi: 10.6703/IJASE.2017.14(3).121.
- [84] N. A. Nassir, R. S. Birch, W. J. Cantwell, Q. Y. Wang, L. Q. Liu, and Z. W. Guan, "The perforation resistance of glass fibre reinforced PEKK composites," *Polym. Test.*, vol. 72, pp. 423–431, 2018, doi: 10.1016/j.polymertesting.2018.11.007.
- [85] M. J. Shukla, D. S. Kumar, K. K. Mahato, D. K. Rathore, R. K. Prusty, and B. C. Ray, "A comparative study of the mechanical performance of Glass and Glass/Carbon hybrid polymer composites at different temperature environments," in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 2015, vol. 75, no. 1, p. 012002, doi: 10.1088/1757-899X/75/1/012002.
- [86] C. Baley, "Fibres naturelles de renfort pour matériaux composites," *Techniques de l'ingénieur, Matériaux / Plastiques et composites*, p. AM5130 V3, 2020.
- [87] A. Alia, "Comportement à la rupture d'un composite à fibres végétales," Thèse de doctorat, Institut

- National des Sciences Appliquées de Lyon, 2020.
- [88] D. S. De Vasconcellos, F. Touchard, and L. Chocinski-Arnault, "Tension-tension fatigue behaviour of woven hemp fibre reinforced epoxy composite: A multi-instrumented damage analysis," *Int. J. Fatigue*, vol. 59, pp. 159–169, 2014, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2013.08.029.
- [89] D. S. De Vasconcellos *et al.*, "Influence of low velocity impact on fatigue behaviour of woven hemp fibre reinforced epoxy composites," *Compos. Part B Eng.*, vol. 66, pp. 46–57, 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2014.04.025.
- [90] V. Placet, O. Cissé, and M. Lamine Boubakar, "Nonlinear tensile behaviour of elementary hemp fibres. Part I: Investigation of the possible origins using repeated progressive loading with in situ microscopic observations," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 56, pp. 319–327, 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2012.11.019.
- [91] C. V Stevens, *Industrial Applications of Natural Fibres: Structure, Properties and Technical Applications*. John Wiley & Sons, 2010.
- [92] "Le Lin & le chanvre européens. De la graine à la fibre." <http://www.mastersoflinen.com/fre/lin/8-de-la-graine-a-la-fibre> (accessed Sep. 20, 2022).
- [93] N. A. M. Martin, "Contribution à l'étude de paramètres influençant les propriétés mécaniques de fibres élémentaires de lin : Corrélation avec les propriétés de matériaux composites," Thèse de doctorat, Université de Bretagne-Sud, 2015.
- [94] M. 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," Thèse de doctorat, Université de Caen/Basse-Normandie, 2008.
- [95] A. Regazzi, "Contribution à l'étude du vieillissement couplé thermo-hydro-mécanique de biocomposite PLA/lin," Thèse de doctorat, ParisTech, 2013.
- [96] C. T. Brett and K. W. Waldron, *Physiology and biochemistry of plant cell walls*. Springer Science & Business Media, 1996.
- [97] A. Roudier, "Analyse multi-échelle du comportement hygro-mécanique des fibres de lin," Thèse de doctorat, Université Blaise Pascal - Clermont II, 2012.
- [98] R. M. Rowell, "Characterization and factors effecting fiber properties," *Nat. Polym. agrofibers based Compos.*, pp. 115–134, 2000.
- [99] H. V. Scheller and P. Ulvskov, "Hemicelluloses," *Annu. Rev. Plant Biol.*, vol. 61, pp. 263–289, 2010, doi: 10.1146/annurev-arplant-042809-112315.
- [100] O. Hosseinaei, S. Wang, A. A. Enayati, and T. G. Rials, "Effects of hemicellulose extraction on properties of wood flour and wood-plastic composites," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 43, no. 4, pp. 686–694, 2012, doi: 10.1016/j.compositesa.2012.01.007.
- [101] R. Vanholme, B. Demedts, K. Morreel, J. Ralph, and W. Boerjan, "Lignin biosynthesis and structure," *Plant Physiol.*, vol. 153, no. 3, pp. 895–905, 2010, doi: 10.1104/pp.110.155119.
- [102] A. Bourmaud, C. Morvan, A. Bouali, V. Placet, P. Perré, and C. Baley, "Relationships between microfibrillar angle, mechanical properties and biochemical composition of flax fibers," *Ind. Crops Prod.*, vol. 44, pp. 343–351, 2013, doi: 10.1016/j.indcrop.2012.11.031.
- [103] K. Charlet, S. Eve, J. P. Jernot, M. Gomina, and J. Breard, "Tensile deformation of a flax fiber," *Procedia Eng.*, vol. 1, no. 1, pp. 233–236, 2009, doi: 10.1016/j.proeng.2009.06.055.
- [104] C. Baley, "Analysis of the flax fibres tensile behaviour and analysis of the tensile stiffness increase," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 33, no. 7, pp. 939–948, 2002, doi: 10.1007/978-3-030-21894-2_2.
- [105] V. Keryvin, M. Lan, A. Bourmaud, T. Parenteau, L. Charleux, and C. Baley, "Analysis of flax fibres viscoelastic behaviour at micro and nano scales," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 68, pp. 219–225, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.10.006.
- [106] C. Baley, Y. Grohens, and I. Pillin, "State-of-the-art of biodegradable composite materials; Etat de l'art sur les matériaux composites biodegradables," *Rev. des Compos. des matériaux avancés*, vol. 14, 2004.
- [107] K. Van De Velde and P. Kiekens, "Thermoplastic pultrusion of natural fibre reinforced composites," *Compos. Struct.*, vol. 54, no. 2–3, pp. 355–360, 2001, doi: 10.1016/S0263-8223(01)00110-6.
- [108] M. J. A. van den Oever, H. L. Bos, and M. J. J. M. van Kemenade, "Influence of the physical structure of flax fibres on the mechanical properties of flax fibre reinforced polypropylene composites," *Appl. Compos. Mater.*, vol. 7, no. 5–6, pp. 387–402, 2000, doi: 10.1023/A:1026594324947.
- [109] R. Foroutan, J. Nemes, H. Ghiasi, and P. Hubert, "Experimental investigation of high strain-rate behaviour of fabric composites," *Compos. Struct.*, vol. 106, pp. 264–269, 2013, doi: 10.1016/j.compstruct.2013.06.014.

- [110] A. Le Duc, “Comportement et rupture de fibres cellulósiques lors de leur compoundage avec une matrice polymère,” Thèse de doctorat, Paris, ENMP, 2013.
- [111] B. Bonnet, “Comportement au choc de matériaux composites pour applications automobiles,” Thèse de doctorat, Paris, ENMP, 2005.
- [112] P. A. Smith, *Comprehensive Composite Materials, Polymer Matrix Composites*. University of Surrey, Guildford, UK: Elsevier Science Publication, 2000.
- [113] C. Baley, M. Lan, A. Bourmaud, and A. Le Duigou, “Compressive and tensile behaviour of unidirectional composites reinforced by natural fibres: Influence of fibres (flax and jute), matrix and fibre volume fraction,” *Mater. Today Commun.*, vol. 16, no. November 2017, pp. 300–306, 2018, doi: 10.1016/j.mtcomm.2018.07.003.
- [114] P. M. Giuliani, O. Giannini, and R. Panciroli, “Characterizing flax fiber reinforced bio-composites under monotonic and cyclic tensile loading,” vol. 280, no. October 2021, 2022.
- [115] L. Alam, “Matériaux biosourcés multifonctionnels : durabilité des composites unidirectionnels à matrice recyclée renforcée par des fibres de lin,” Thèse de doctorat, Université Bourgogne Franche-Comté, 2022.
- [116] C. Baley *et al.*, “Specific features of flax fibres used to manufacture composite materials,” *Int. J. Mater. Form.*, vol. 12, no. 6, pp. 1023–1052, 2019, doi: 10.1007/s12289-018-1455-y.
- [117] O. Faruk, A. K. Bledzki, H. P. Fink, and M. Sain, “Biocomposites reinforced with natural fibers: 2000–2010,” *Prog. Polym. Sci.*, vol. 37, no. 11, pp. 1552–1596, 2012, doi: 10.1016/j.progpolymsci.2012.04.003.
- [118] L. Yan, N. Chouw, and K. Jayaraman, “Flax fibre and its composites - A review,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 56, pp. 296–317, 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2013.08.014.
- [119] A. Arbelaiz, B. Fernández, J. A. Ramos, A. Retegi, R. Llano-Ponte, and 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.*, vol. 65, no. 10, pp. 1582–1592, 2005, doi: 10.1016/j.compscitech.2005.01.008.
- [120] A. Retegi, A. Arbelaiz, P. Alvarez, R. Llano-Ponte, J. Labidi, and I. Mondragon, “Effects of hygrothermal ageing on mechanical properties of flax pulps and their polypropylene matrix composites,” *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 102, no. 4, pp. 3438–3445, 2006, doi: 10.1002/app.24331.
- [121] Z. El Hachem, A. Céline, G. Challita, M. J. Moya, and S. Fréour, “Hygroscopic multi-scale behavior of polypropylene matrix reinforced with flax fibers,” *Ind. Crops Prod.*, vol. 140, p. 111634, 2019, doi: 10.1016/j.indcrop.2019.111634.
- [122] A. le Duigou, J. Merotte, A. Bourmaud, P. Davies, K. Belhouli, and C. Baley, “Hygroscopic expansion: A key point to describe natural fibre/polymer matrix interface bond strength,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 151, pp. 228–233, 2017, doi: 10.1016/j.compscitech.2017.08.028.
- [123] A. Stamboulis and C. A. Baillie, “Environmental Durability of Flax Fibres and their Composites based on Polypropylene Matrix,” pp. 273–294, 2000.
- [124] J. Moothoo, S. Allaoui, P. Ouagne, D. Soulat, and B. Guillemot, “Effect of uptake behaviour on tensile properties of flax fibre reinforced composites,” in *ECCM15 - 15TH European Conference on Composite Materials*, 2012, pp. 24–28.
- [125] I. Derbali, S. Terekhina, L. Guillaumat, and P. Ouagne, “Rapid manufacturing of composite structures made of fabric flax / polypropylene,” 2016.
- [126] N. Z. M. Zuhudi, M. Minhat, M. H. Shamsuddin, M. D. Isa, and N. M. Nur, “Optimum processing parameters for the fabrication of twill flax fabric-reinforced polypropylene (PP) composites,” 2017, doi: 10.1063/1.5010467.
- [127] K. P. Mieck, R. Lützkendorf, and T. Reussmann, “Needle-punched hybrid nonwovens of flax and PPFibers - Textile semiproducts for manufacturing of fiber composites,” *Polym. Compos.*, vol. 17, no. 6, pp. 873–878, 1996, doi: 10.1002/pc.10680.
- [128] M. Miao and M. Shan, “Highly aligned flax/polypropylene nonwoven preforms for thermoplastic composites,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 71, no. 15, pp. 1713–1718, 2011, doi: 10.1016/j.compscitech.2011.08.001.
- [129] K. Van de Velde and P. Kiekens, “Effect of material and process parameters on the mechanical properties of unidirectional and multidirectional flax / polypropylene composites,” *Compos. Struct.*, vol. 62, no. 3–4, pp. 443–448, 2003, doi: 10.1016/j.compstruct.2003.09.018.
- [130] H. Gu and L. Liyan, “Research on properties of thermoplastic composites reinforced by flax fabrics,” *Mater. Des.*, vol. 29, no. 5, pp. 1075–1079, 2008, doi: 10.1016/j.matdes.2007.03.027.
- [131] Y. Dobah, I. Zampetakis, C. Ward, and F. Scarpa, “Thermoformability characterisation of Flax reinforced polypropylene composite materials,” vol. 184, no. July 2019, 2020.
- [132] K. R. Ramakrishnan, N. Le Moigne, O. De Almeida, A. Regazzi, and S. Corn, “Optimized manufacturing

- of thermoplastic biocomposites by fast induction-heated compression moulding: Influence of processing parameters on microstructure development and mechanical behaviour,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 124, p. 105493, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.105493.
- [133] M. Bar, R. Alagirusamy, and A. Das, “Properties of flax-polypropylene composites made through hybrid yarn and film stacking methods,” *Compos. Struct.*, vol. 197, pp. 63–71, 2018, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.04.078.
- [134] Y. Lebaupin, “Comportement à l’impact et post-impact d’un composite lin/Polyamide 11 élaboré par thermocompression,” Thèse de doctorat, Chasseneuil-du-Poitou, Ecole nationale supérieure de mécanique et d’aérotechnique, 2016.
- [135] G. Kiran, K. Suman, N. Rao, and R. Rao, “A study on the influence of hot press forming process parameters on mechanical properties of green composites using Taguchi experimental design,” *Int. J. Eng. Sci. Technol.*, vol. 3, no. 4, pp. 253–263, 2011, doi: 10.4314/ijest.v3i4.68557.
- [136] F. Destaing, “Contribution à l’étude du comportement mécanique de matériaux composites biosourcés lin/PA11 élaborés par thermocompression,” Thèse de doctorat, Université de Caen, 2012.
- [137] M. Rokbi, A. Khaldoune, M. R. Sanjay, P. SenthamaraiKannan, A. Ati, and S. Siengchin, “Effect of processing parameters on tensile properties of recycled polypropylene based composites reinforced with jute fabrics,” *Int. J. Light. Mater. Manuf.*, vol. 3, no. 2, pp. 144–149, 2020, doi: 10.1016/j.ijlmm.2019.09.005.
- [138] S. Liang, H. Nouri, and E. Lafranche, “Thermo-compression forming of flax fibre-reinforced polyamide 6 composites: influence of the fibre thermal degradation on mechanical properties,” *J. Mater. Sci.*, vol. 50, no. 23, pp. 7660–7672, 2015, doi: 10.1007/s10853-015-9330-4.
- [139] D. Pantaloni, A. Bourmaud, C. Baley, M. J. Clifford, M. H. Ramage, and D. U. Shah, “A review of permeability and flow simulation for liquid composite moulding of plant fibre composites,” *Materials (Basel)*, vol. 13, no. 21, pp. 1–23, 2020, doi: 10.3390/ma13214811.
- [140] B. Madsen and H. Lilholt, “Physical and mechanical properties of unidirectional plant fibre composites—an evaluation of the influence of porosity,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 63, no. 9, pp. 1265–1272, 2003, doi: 10.1016/S0266-3538(03)00097-6.
- [141] L. Medina, R. Schledjewski, and A. K. Schlarb, “Process related mechanical properties of press molded natural fiber reinforced polymers,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 69, no. 9, pp. 1404–1411, 2009, doi: 10.1016/j.compscitech.2008.09.017.
- [142] C. Baley *et al.*, “Flax/PP manufacture by automated fibre placement (AFP),” *Mater. Des.*, vol. 94, no. March, pp. 207–213, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.01.011.
- [143] A. Moudood, W. Hall, A. Öchsner, H. Li, A. Rahman, and G. Francucci, “Effect of Moisture in Flax Fibres on the Quality of their Composites,” *J. Nat. Fibers*, vol. 16, no. 2, pp. 209–224, 2019, doi: 10.1080/15440478.2017.1414651.
- [144] A. Mattlet, “Influence de l’utilisation d’une matrice recyclée sur le comportement et les performances d’un composite lin/polypropylène lors de sa mise en œuvre et de son vieillissement hydrothermique.” Thèse de doctorat, Université de Bourgogne, 2022.
- [145] J. Gassan and A. K. Bledzki, “Thermal Degradation of Flax and Jute Fibers,” *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 82, no. 6, pp. 1417–1422, 2001.
- [146] M. Poletto, A. J. Zattera, and R. M. C. Santana, “Thermal decomposition of wood: Kinetics and degradation mechanisms,” *Bioresour. Technol.*, vol. 126, pp. 7–12, 2012, doi: 10.1016/j.biortech.2012.08.133.
- [147] V. Tserki, P. Matzinos, S. Kokkou, and C. Panayiotou, “Novel biodegradable composites based on treated lignocellulosic waste flour as filler. Part I. Surface chemical modification and characterization of waste flour,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, no. 7, pp. 965–974, 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.11.010.
- [148] D. E. Brushwood, “Effects of Heating on Chemical and Physical Properties and Processing Quality of Cotton,” *Text. Res. J.*, vol. 58, no. 6, pp. 309–317, 1988, doi: 10.1177/004051758805800601.
- [149] V. Krishna, K. H. Kate, J. Satyavolu, and P. Singh, “Additive manufacturing of natural fiber reinforced polymer composites: Processing and prospects,” *Compos. Part B*, vol. 174, p. 106956, 2019, doi: 10.1016/j.compositesb.2019.106956.
- [150] D. Puglia, M. Monti, C. Santulli, F. Sarasini, I. M. De Rosa, and J. M. Kenny, “Effect of alkali and silane treatments on mechanical and thermal behavior of Phormium tenax fibers,” *Fibers Polym.*, vol. 14, no. 3, pp. 423–427, 2013, doi: 10.1007/s12221-013-0423-x.
- [151] H. Essabir, M. O. Bensalah, D. Rodrigue, R. Bouhfid, and A. Qaiss, “Structural, mechanical and thermal properties of bio-based hybrid composites from waste coir residues: Fibers and shell particles,” *Mech.*

- Mater.*, vol. 93, pp. 134–144, 2016, doi: 10.1016/j.mechmat.2015.10.018.
- [152] S. N. Monteiro, V. Calado, R. J. S. Rodriguez, and F. M. Margem, “Thermogravimetric behavior of natural fibers reinforced polymer composites-An overview,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 557, no. November, pp. 17–28, 2012, doi: 10.1016/j.msea.2012.05.109.
- [153] P. Methacanon, U. Weerawatsophon, N. Sumransin, C. Prahsarn, and D. T. Bergado, “Properties and potential application of the selected natural fibers as limited life geotextiles,” *Carbohydr. Polym.*, vol. 82, no. 4, pp. 1090–1096, 2010, doi: 10.1016/j.carbpol.2010.06.036.
- [154] G. Dorez, A. Taguet, L. Ferry, and J. M. Lopez-Cuesta, “Thermal and fire behavior of natural fibers/PBS biocomposites,” *Polym. Degrad. Stab.*, vol. 98, no. 1, pp. 87–95, 2013.
- [155] M. Asim, M. Jawaid, M. Nasir, and N. Saba, “Effect of fiber loadings and treatment on dynamic mechanical, thermal and flammability properties of pineapple leaf fiber and kenaf phenolic composites,” *J. Renew. Mater.*, vol. 6, no. 4, pp. 383–393, 2018, doi: 10.7569/JRM.2017.634162.
- [156] B. Rashid, Z. Leman, M. Jawaid, M. J. Ghazali, and M. R. Ishak, “Influence of treatments on the mechanical and thermal properties of sugar palm fibre reinforced phenolic composites,” *BioResources*, vol. 12, no. 1, pp. 1447–1462, 2017, doi: 10.15376/biores.12.1.1447-1462.
- [157] S. C. Chin, K. F. Tee, F. S. Tong, H. R. Ong, and J. Gimbut, “Thermal and mechanical properties of bamboo fiber reinforced composites,” *Mater. Today Commun.*, vol. 23, p. 100876, 2020, doi: 10.1016/j.mtcomm.2019.100876.
- [158] J. S. S. Neto, M. D. Banea, D. K. K. Cavalcanti, H. F. M. Queiroz, and R. A. A. Aguiar, “Analysis of mechanical and thermal properties of epoxy multiwalled carbon nanocomposites,” *J. Compos. Mater.*, vol. 54, no. 30, pp. 4831–4840, 2020, doi: 10.1177/0021998320939232.
- [159] C. Campana, R. Leger, R. Sonnier, L. Ferry, and P. Ienny, “Effect of post curing temperature on mechanical properties of a flax fiber reinforced epoxy composite,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 107, pp. 171–179, 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2017.12.029.
- [160] “Plastiques, Risque et Analyse Thermique. Polypropylène PP.” <https://www.inrs.fr/publications/bdd/plastiques.html> (accessed Mar. 12, 2023).
- [161] E. F. Santos, R. S. Mauler, and S. M. B. Nachtigall, “Effectiveness of maleated- and silanized-PP for coir fiber-filled composites,” *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 28, no. 17, pp. 2119–2129, 2009, doi: 10.1177/0731684408091704.
- [162] A. El-Sabbagh, “Effect of coupling agent on natural fibre in natural fibre/polypropylene composites on mechanical and thermal behaviour,” *Compos. Part B Eng.*, vol. 57, pp. 126–135, 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2013.09.047.
- [163] I. F. Villegas, “In situ monitoring of ultrasonic welding of thermoplastic composites through power and displacement data,” *J. Thermoplast. Compos. Mater.*, vol. 28, no. 1, pp. 66–85, 2015, doi: 10.1177/0892705712475015.
- [164] “ISO 527-4: Determination of Tensile Properties—Part 4: Test Conditions for Isotropic and Orthotropic Fibre-Reinforced Plastic Composites,” 1994.
- [165] M. Berges, “Mécanismes de dégradation sous sollicitations hydro-thermo-mécaniques de biocomposites et renforts en fibres végétales : application au développement de mobiliers urbains ultralégers et mobiles,” Thèse de doctorat, Université de Bourgogne, 2018.
- [166] “ISO 14129: Composites Plastiques Renforcées de Fibres—Détermination de la Réponse Contrainte-Déformation en Cisaillement Plan, Module et Résistance Compris, par Essai de Traction à ($\pm 45^\circ$).”
- [167] “ISO 14125: Fibre-reinforced Plastic Composites: Determination of Flexural Properties,” 1998.
- [168] “La Température - Thermocouples - Conversions Température \leftrightarrow Tension.” <https://aviatechno.net/thermo/thermo04.php> (accessed Jul. 10, 2023).
- [169] J. Rousseau and P. Sathamnuwong, “Global and local influence of stacking sequence on the strength of adhesively bonded joints of CFRP laminates,” in *ICCM International Conferences on Composite Materials*, 2013, pp. 143–150.
- [170] J. Kupski, S. Teixeira de Freitas, D. Zarouchas, P. P. Camanho, and R. Benedictus, “Composite layup effect on the failure mechanism of single lap bonded joints,” *Compos. Struct.*, vol. 217, pp. 14–26, 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2019.02.093.
- [171] P. Vannucci and G. Verchery, “A special class of uncoupled and quasi-homogeneous laminates,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 61, no. 10, pp. 1465–1473, 2001, doi: 10.1016/S0266-3538(01)00039-2.
- [172] J.-M. Berthelot, *Matériaux composites: comportement mécanique et analyse des structures*, 5th ed. Editions Tec & Doc, 2012.
- [173] M. Pillet, *Les plans d'expériences par la méthode TAGUCHI*. 2011.

- [174] J. Goupy, *La méthode des plans d'expériences : optimisation du choix des essais & de l'interprétation des résultats*. Paris: Dunod, 1988.
- [175] M. Guingand, D. Remond, and J. P. De Vaujany, "Face gear width prediction using the doe method," *J. Mech. Des.*, vol. 130, no. 10, pp. 1045021–1045026, 2008, doi: 10.1115/1.2965606.
- [176] C. Gourier, A. Le Duigou, A. Bourmaud, and C. Baley, "Mechanical analysis of elementary flax fibre tensile properties after different thermal cycles," vol. 64, pp. 159–166, 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.05.006.
- [177] M. Berges *et al.*, "Microstructure et vieillissement hygrothermique de composites renforcés de fibres de lin unidirectionnelles," in *JNC 20*, 2017.
- [178] F. Dal Maso and J. Meziere, "Calcul des propriétés élastiques des tissus utilisés dans les matériaux composites," *Rev. l'Institut Français du Pétrole*, vol. 53, no. 6, pp. 857–870, 1998, doi: 10.2516/ogst:1998073.
- [179] M. A. Albazzan, N. Pascale, T. Dillard, Z. Gürdal, R. Harik, and J. Hartzell, "Analysis and verification of the degree of bending isotropy of thin laminated composites manufactured using non-crimp fabric," *Compos. Struct.*, vol. 248, p. 112524, 2020, doi: 10.1016/j.compstruct.2020.112524.
- [180] S. W. Tsai and N. J. Pagano, "Invariant properties of composite materials," *Technomic Publ. Co.*, 1968.
- [181] N. Stander, W. Roux, T. Eggleston, and K. Craig, "LS-OPT User's manual: a design optimization and probabilistic analysis tool for the engineering analyst," Livermore, 2007.
- [182] R. M. Rani, K. S. Suresh, K. Prakasan, and R. Rudramoorthy, "A statistical study of parameters in ultrasonic welding of plastics," *Exp. Tech.*, vol. 31, pp. 53–58, 2007, doi: 10.1111/j.1747-1567.2007.00182.x.
- [183] A. Benatar and T. G. Gutowski, "Ultrasonic welding of PEEK graphite APC-2 composites," *Polym. Eng. Sci.*, vol. 29, no. 23, pp. 1705–1721, 1989, doi: 10.1002/pen.760292313.
- [184] E. Tsiangou, S. T. de Freitas, R. Benedictus, and I. F. Villegas, "On the sensitivity of the ultrasonic welding process of epoxy- to polyetheretherketone (PEEK)-based composites to the welding force and amplitude of vibrations," *Compos. Part C Open Access*, vol. 5, no. April, p. 100141, 2021, doi: 10.1016/j.jcomc.2021.100141.
- [185] G. Von White, R. L. Clough, J. M. Hochrein, and R. Bernstein, "Application of isotopic labeling, and gas chromatography mass spectrometry, to understanding degradation products and pathways in the thermal-oxidative aging of Nylon 6.6," *Polym. Degrad. Stab.*, vol. 98, no. 12, pp. 2452–2465, 2013, doi: 10.1016/j.polyimdegradstab.2013.08.029.
- [186] B. J. Holland and J. N. Hay, "Thermal degradation of nylon polymers," *Polym. Int.*, vol. 49, no. 9, pp. 943–948, 2000, doi: 10.1002/1097-0126(200009)49:9<943::AID-PI400>3.0.CO;2-5.
- [187] K. Wang *et al.*, "Characterization of weld attributes in ultrasonic welding of short carbon fiber reinforced thermoplastic composites," *J. Manuf. Process.*, vol. 29, pp. 124–132, 2017, doi: 10.1016/j.jmapro.2017.07.024.
- [188] L. H. Peebles Jr and M. W. Huffman, "Thermal degradation of nylon 66," *J. Polym. Sci. Part A-1 Polym. Chem.*, vol. 9, no. 7, pp. 1807–1822, 1971, doi: 10.1002/pol.1971.150090703.
- [189] I. F. Villegas and R. van Moorlehem, "Ultrasonic welding of carbon/epoxy and carbon/PEEK composites through a PEI thermoplastic coupling layer," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 109, pp. 75–83, 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.02.022.
- [190] Hart-Smith and L. John, "Adhesive-bonded single-lap joints," *NASA-CR-112236*, 1973.
- [191] Y. Li, Z. Liu, J. Shen, T. H. Lee, M. Banu, and S. J. Hu, "Weld Quality Prediction in Ultrasonic Welding of Carbon Fiber Composite Based on an Ultrasonic Wave Transmission Model," *J. Manuf. Sci. Eng. Trans. ASME*, vol. 141, no. 8, pp. 1–15, 2019, doi: 10.1115/1.4043900.
- [192] S. K. Bhudolia, G. Gohel, L. K. Fai, and R. J. Barsotti, "Investigation on ultrasonic welding attributes of novel carbon/Elium® composites," *Materials (Basel)*, vol. 13, no. 5, pp. 10–15, 2020, doi: 10.3390/ma13051117.
- [193] Y. Yang, Y. Li, Z. Liu, Y. Li, S. Ao, and Z. Luo, "Ultrasonic welding of short carbon fiber reinforced PEEK with spherical surface anvils," *Compos. Part B Eng.*, vol. 231, no. December 2021, p. 109599, 2022, doi: 10.1016/j.compositesb.2021.109599.

Tables des annexes

Annexe 1 : Théorie des stratifiés	172
Annexe 2 : Etapes de la méthode des plans d'expériences	176
Annexe 3 : Faciès de rupture des échantillons soudés avec des directeurs d'énergie en mode énergie.....	183

Annexe 1 : Théorie des stratifiés

Expression des contraintes

Les plis qui composent le stratifié possèdent des propriétés élastiques caractérisées par les modules d'élasticité E_1, E_2 , le coefficient de Poisson ν_{12} et le module de cisaillement G_{12} . Pour décrire la relation entre les contraintes et les déformations dans le repère propre au pli, on utilise l'équation (A1.1) qui est exprimée en notation de Voigt.

$$\begin{pmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \end{pmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \gamma_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{Eq. A1.1})$$

où les coefficients Q_{ij} représentant les constantes de rigidité réduites dans un état de contraintes planes sont donnés par les expressions (A1.2) ci-dessous.

$$Q_{11} = \frac{E_1}{1 - \nu_{12}^2 \frac{E_2}{E_1}}, \quad Q_{22} = \frac{E_2}{E_1} Q_{11}, \quad Q_{12} = \nu_{12} Q_{22}, \quad Q_{66} = G_{12} \quad (\text{Eq. A1.2})$$

En considérant l'élément de stratifié de la figure A1.1, La matrice de rigidité $[Q']_k$ du pli k dans le repère global s'obtient par la relation (A1.3).

$$[Q']_k = [T]_k^{-1} [Q]_k [T]_k \quad (\text{Eq. A1.3})$$

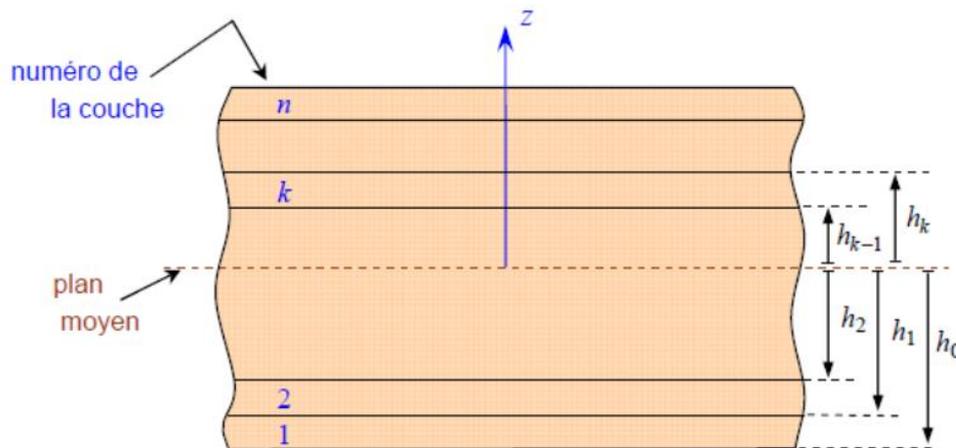


Figure A1.1 : Élément de stratifié [172].

Les contraintes dans la couche k sont données par la relation (A1.4)

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix}_k = Q'_k \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} \\ \varepsilon_{yy} \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix}_k \quad \text{avec} \quad Q'_k = \begin{bmatrix} Q'_{11} & Q'_{12} & Q'_{16} \\ Q'_{12} & Q'_{22} & Q'_{26} \\ Q'_{16} & Q'_{26} & Q'_{66} \end{bmatrix}_k \quad (\text{Eq. A1.4})$$

où Q'_k est la matrice de rigidité réduite de la couche k.

Les expressions des Q_{ij} sont données par la relation (A1.5) ci-dessous :

$$\begin{cases} Q'_{11} = Q_{11} \cos^4\theta + Q_{22} \sin^4\theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2\theta \cos^2\theta \\ Q'_{12} = (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66}) \sin^2\theta \cos^2\theta + Q_{12} (\cos^4\theta + \sin^4\theta) \\ Q'_{16} = (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \sin\theta \cos^3\theta + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66}) \cos\theta \sin^3\theta \\ Q'_{22} = Q_{11} \sin^4\theta + Q_{22} \cos^4\theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2\theta \cos^2\theta \\ Q'_{26} = (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \cos\theta \sin^3\theta + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66}) \sin\theta \cos^3\theta \\ Q'_{66} = (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66}) \sin^2\theta \cos^2\theta + Q_{12} (\cos^4\theta + \sin^4\theta) \end{cases} \quad (\text{Eq. A1.5})$$

La relation entre les contraintes et les déformations dans le repère global est donnée par les relations (A1.6) et (A1.7). ε_{xx}^0 , ε_{yy}^0 et γ_{xy}^0 sont les déformations en membrane et κ_x , κ_y et κ_{xy} sont les courbures en flexion et en torsion.

$$\begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \sigma_{yy} \\ \sigma_{xy} \end{bmatrix}_k = \begin{bmatrix} Q'_{11} & Q'_{12} & Q'_{16} \\ Q'_{12} & Q'_{22} & Q'_{26} \\ Q'_{16} & Q'_{26} & Q'_{66} \end{bmatrix}_k \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx}^0 \\ \varepsilon_{yy}^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix}_k + z \begin{bmatrix} Q'_{11} & Q'_{12} & Q'_{16} \\ Q'_{12} & Q'_{22} & Q'_{26} \\ Q'_{16} & Q'_{26} & Q'_{66} \end{bmatrix}_k \begin{bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix}_k \quad (\text{Eq. A1.6})$$

$$\sigma_k(M) = \sigma_k(x, y, z) = Q'_k \varepsilon_m(x, y) + z Q'_k \kappa(x, y) \quad (\text{Eq. A1.7})$$

La matrice $\sigma_k(M)$ représente la matrice des contraintes dans la couche k $h_{k-1} \leq z \leq h_k$. La matrice de rigidité réduite Q'_k varie d'une couche à l'autre. Il en résulte donc une discontinuité du champ des contraintes entre couches successives.

Expression des résultantes et moments

❖ Résultantes en membrane

L'expression de la matrice des résultantes peut s'écrire sous la forme :

$$N(x, y) = A \varepsilon_m(x, y) + B \kappa(x, y) \quad (\text{Eq. A1.8})$$

En introduisant les matrices :

$$A = \sum_{k=1}^n (h_k - h_{k-1}) Q'_k \quad (\text{Eq. A1.9})$$

$$A = [A_{ij}] \quad \text{avec } A_{ij} = \sum_{k=1}^n (h_k - h_{k-1}) (Q'_{ij})_k \quad (\text{Eq. A1.10})$$

et

$$B = \sum_{k=1}^n \frac{1}{2} (h_k^2 - h_{k-1}^2) Q'_k \quad (\text{Eq. A1.11})$$

$$B = [B_{ij}] \quad \text{avec } B_{ij} = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^n (h_k^2 - h_{k-1}^2) (Q'_{ij})_k \quad (\text{Eq. A1.12})$$

L'expression développée des résultantes en membrane s'écrit donc :

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix}_k = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx}^0 \\ \varepsilon_{yy}^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. A1.13})$$

Ces équations montrent que dans le cas d'un stratifié, les résultantes en membrane (N_x , N_y , N_{xy}) ne sont pas seulement fonctions des déformations en membrane (ε_{xx}^0 , ε_{yy}^0 , γ_{xy}^0) (comme dans le cas de plaques homogènes), mais sont également fonctions des courbures en flexion et en torsion (κ_x , κ_y , κ_{xy}).

❖ Moments de flexion et de torsion

Le champ des moments est donné par la relation (II.21) où D s'exprime selon la relation (A1.14).

$$M_f(x, y) = B \varepsilon_m(x, y) + D \kappa(x, y) \quad (\text{Eq. A1.14})$$

et

$$D = \sum_{k=1}^n \frac{1}{3} (h_k^3 - h_{k-1}^3) Q'_k \quad (\text{Eq. A1.15})$$

$$D = [D_{ij}] \quad \text{avec} \quad D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^n (h_k^3 - h_{k-1}^3) (Q'_{ij})_k \quad (\text{Eq. A1.16})$$

L'expression développée des moments de flexion et de torsion est donnée par l'équation (A1.17).

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix}_k = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx}^0 \\ \varepsilon_{yy}^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. A1.17})$$

Les moments de flexion et torsion sont donc fonctions des courbures en flexion et en torsion, mais sont également fonctions des déformations en membrane.

❖ Equation constitutive

L'équation constitutive d'une plaque stratifiée exprime les résultantes et moments en fonction des déformations en membrane et des courbures suivant une seule écriture matricielle sous la forme :

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} & B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} & B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} & B_{16} & B_{26} & B_{66} \\ B_{11} & B_{12} & B_{16} & D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} & D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} & D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx}^0 \\ \varepsilon_{yy}^0 \\ \gamma_{xy}^0 \\ \kappa_x \\ \kappa_y \\ \kappa_{xy} \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. A1.18})$$

Cette équation constitutive (A1.18) peut également être écrite sous forme contractée (A1.19) :

$$\begin{bmatrix} N \\ \dots \\ M \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A & \vdots & B \\ \dots & \vdots & \dots \\ B & \vdots & D \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_m \\ \dots \\ \kappa \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. A1.19})$$

Les termes des matrices introduites A, B et D peuvent être également exprimés, en introduisant l'épaisseur e_k et la cote z_k du centre de la couche k, sous la forme :

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^n (Q'_{ij})_k e_k, \quad B_{ij} = \sum_{k=1}^n (Q'_{ij})_k e_k z_k, \quad D_{ij} = \sum_{k=1}^n (Q'_{ij})_k (e_k z_k^2 + \frac{e_k^3}{12}) \quad (\text{Eq. A1.20})$$

La matrice A est la matrice de rigidité en membrane, la matrice D est la matrice de rigidité en flexion, et la matrice B est la matrice de couplage membrane-flexion-torsion. Il est important de noter que ce couplage existe même lorsque les matériaux des couches sont isotropes. Il est induit par la structure en couches du matériau, qui présente des caractéristiques mécaniques différentes d'une couche à l'autre. Cependant, dans le cas d'un stratifié symétrique, le couplage est nul ($B = 0$). La symétrie implique que les propriétés des couches, leurs épaisseurs et leurs orientations sont symétriques.

Cette symétrie est une condition importante pour simplifier les calculs et les analyses du comportement mécanique du stratifié. Elle permet de réduire le nombre de coefficients et de matrices impliqués dans les équations de contrainte-déformation du stratifié. Cependant, il convient de noter que dans les cas de stratifiés non symétriques, le couplage membrane-flexion-torsion doit être pris en compte, ce qui ajoute une complexité supplémentaire à l'analyse (figure A1.2).

Il est donc essentiel de considérer la symétrie ou l'asymétrie du stratifié lors de l'analyse de son comportement mécanique, en prenant en compte la présence ou l'absence de couplage entre les modes de déformation. Cette compréhension des propriétés et de la structure du stratifié permet d'obtenir des prédictions plus précises et fiables de son comportement en service.

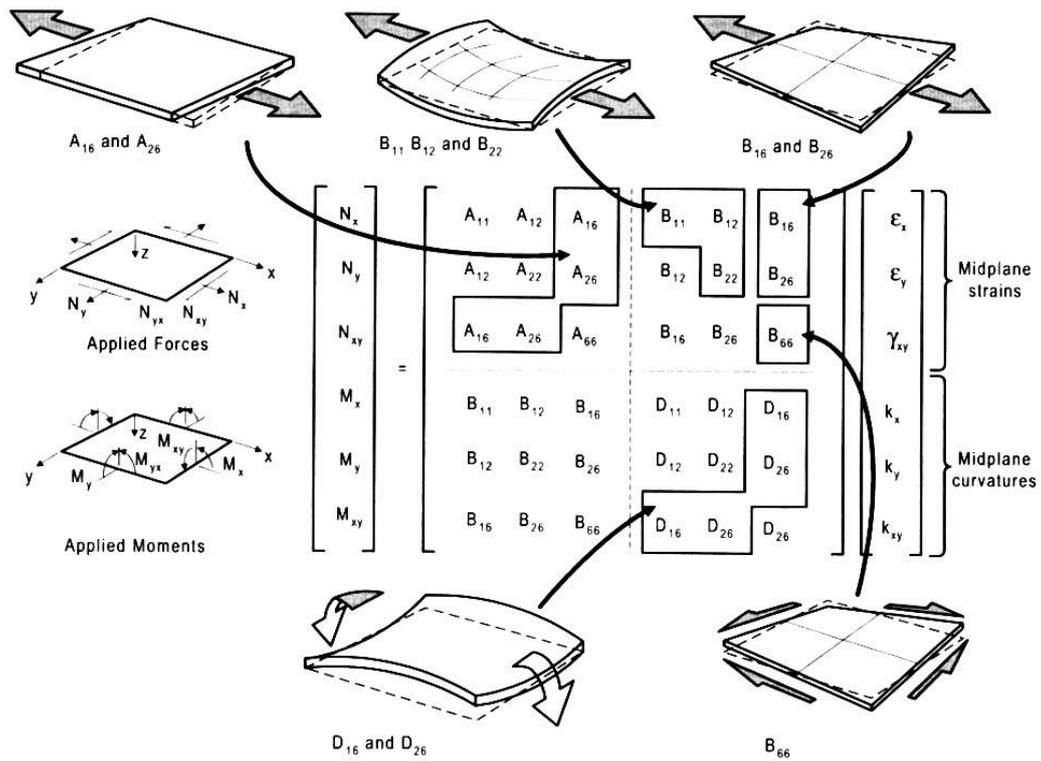


Figure A1.2 : Couplages dans les stratifiés.

Annexe 2 : Etapes de la méthode des plans d'expériences

Etape 1 : formaliser le problème et définir les objectifs

Il s'agit de la première étape de la démarche méthodologique, qui consiste à décrire de manière précise le problème et, en particulier, à définir clairement les attentes de la campagne expérimentale. Dans notre étude, l'objectif est d'optimiser les paramètres de soudage afin d'améliorer la qualité des soudures de composite lin/PP.

Cette optimisation implique :

- L'étude de l'influence des différents modes de soudage sur la contrainte à la rupture.
- L'identification des paramètres de soudage les plus significatifs ainsi que des interactions potentielles entre ces paramètres.

Etape 2 : choix des facteurs et de leurs modalités

Après avoir défini les objectifs de l'étude, il est important de déterminer les facteurs et leurs modalités, c'est-à-dire les variables sur lesquelles l'expérimentateur va agir afin de provoquer une variation de la ou des réponses, qui sera ensuite modélisée. Les facteurs correspondent aux paramètres du système susceptibles d'avoir une influence sur un phénomène. Ces facteurs sont définis par un intervalle sur lequel les paramètres sont testés, appelé domaine de variation du facteur, et peuvent être limités par un ou plusieurs niveaux, tels que le niveau bas (-1) et le niveau haut (+1).

Dans cette étape, une fois les paramètres d'entrée et leurs modalités définis, la prochaine tâche consiste à choisir le type de plan d'expériences adapté (plan complet, plan fractionnaire, etc.). La réalisation du plan d'expériences peut être simple ou complexe en fonction du nombre de facteurs étudiés. Un plan complet considère toutes les interactions possibles entre les différents facteurs choisis. Cependant, ce plan présente l'inconvénient d'un grand nombre d'expériences et de temps de calcul importants. La question qui se pose est donc de savoir s'il est possible de réduire le nombre d'expériences tout en maintenant une précision acceptable des résultats, sans avoir à réaliser toutes les combinaisons du plan complet.

Plusieurs travaux ont abouti à des plans fractionnaires, qui sont conçus sur l'hypothèse que certaines interactions sont négligeables et peuvent donc être omises. Par exemple, il est souvent réaliste de supposer que les interactions d'ordre supérieur sont insignifiantes. Les avantages de ces plans résident dans leur capacité à nécessiter moins d'essais, ce qui les rend plus pratiques à mettre en œuvre.

Etape 3 : choix des réponses

L'estimation et la comparaison des effets des facteurs reposent sur l'analyse des résultats des essais, qui représentent des valeurs spécifiques des grandeurs appelées réponses dans le contexte des plans d'expériences. Les modifications des réglages d'un processus entraînent des variations observées dans une ou plusieurs réponses. Dans notre étude, la réponse étudiée est la contrainte à la rupture des joints soudés.

Etape 4 : Analyses statistiques des résultats

La quatrième étape de la méthodologie implique l'analyse des résultats des réponses obtenues. Cette analyse se décompose en plusieurs étapes : la construction des graphiques des effets des paramètres, l'analyse des valeurs des réponses à l'aide de l'analyse de la variance (ANOVA), et enfin l'établissement d'une relation entre les paramètres d'entrée et les paramètres de sortie (Y) à travers un modèle (linéaire,

quadratique, etc.) et le calcul des coefficients correspondants. Il est essentiel que le modèle puisse estimer la réponse dans le domaine expérimental avec une erreur acceptable. Les détails de ces différentes étapes seront abordés dans les sections suivantes.

A. Effets des paramètres et des interactions

Cette section vise à analyser les résultats des réponses en calculant les effets et les interactions entre les différents paramètres. Pour cela, nous rappellerons brièvement la méthode de calcul des effets et des interactions des paramètres sur une réponse dans la méthodologie des plans d'expériences.

A.1. Notion d'effet d'un facteur

La connaissance des effets des facteurs permet de formuler une relation entre la réponse (Y) et les valeurs des facteurs (X_i). L'effet principal du paramètre A au niveau i , noté E_{Ai} , est calculé à l'aide de l'équation A2.1 :

$$E_{Ai} = \hat{Y}_{Ai} - \hat{Y} \quad (\text{Eq. A2.1})$$

Avec : \hat{Y}_{Ai} : la moyenne des réponses lorsque A est au niveau i ,

\hat{Y} : la moyenne générale.

A.2. Notion d'interaction

Lorsqu'un facteur dépend de la valeur prise par un autre facteur, cela se traduit par une interaction entre les deux facteurs. Une interaction d'ordre n fait référence à une interaction entre n facteurs. L'interaction I_{AiBj} est évaluée à partir des résultats moyens des essais réalisés lorsque le facteur A est fixé au niveau i et le facteur B au niveau j . Dans ces essais, à la fois l'effet E_{Ai} et l'effet E_{Bj} influencent la réponse. Si M représente la moyenne générale de tous les essais, on peut écrire :

$$I_{AiBj} = (\text{Moyenne des } Y \text{ lorsque A au niveau } i \text{ et B au niveau } j) - E_{Ai} - E_{Bj} - \hat{Y} \quad (\text{Eq. A2.2})$$

B. Analyse de la variance (ANOVA)

Après avoir calculé les effets des paramètres d'entrée, la prochaine étape consiste à analyser les valeurs des réponses afin de mesurer l'influence des paramètres sur la variation observée de la réponse. Dans cette optique, une analyse de variance (ANOVA) a été jugée pertinente. L'ANOVA est un outil statistique qui vise à déterminer à partir de quel seuil un effet peut être considéré comme significatif. Pour ce faire, il est nécessaire de comparer la variation d'un facteur pris en compte dans le modèle avec la variance résiduelle. Lorsque le facteur n'est pas pris en compte dans le modèle, son effet est inclus dans la variance résiduelle. L'analyse de la variance permet de déterminer si, globalement, le facteur a une influence significative sur la réponse, c'est-à-dire si au moins l'une des variables associées à chacun des niveaux des facteurs présente un effet non nul.

B.1. Calcul du carré moyen des facteurs et des interactions

La variance des facteurs peut être obtenue en calculant la somme des carrés des écarts (SCE) et en la divisant par le nombre de degrés de liberté (ddl) associés au facteur A pris en compte.

• Pour les facteurs :

Le nombre de degrés de liberté (ddl) associés à un facteur A est équivalent à son nombre de modalités (le nombre de valeurs distinctes prises lors de la réalisation du plan), moins 1. Ainsi, on peut le calculer de la manière suivante :

$$ddl_A = p - 1 \quad (\text{Eq. A2.3})$$

Avec p le nombre de modalité du facteur A.

La somme des carrés des écarts associés au facteur A vaut :

$$SCE_A = \gamma_A \sum_{i=1}^p (\hat{Y}_i - \hat{Y})^2 \quad (Eq. A2.4)$$

Avec :

$\hat{Y} = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N Y_i$: la moyenne des réponses,

$\gamma_A = \frac{N}{p}$: le nombre d'expériences pour lesquelles le facteur A prend un de ses p niveaux,

\hat{Y}_i : la moyenne des réponses observées pour les expériences où le facteur A prend son $i^{\text{ème}}$ niveau.

• Pour les interactions :

Le nombre de degrés de liberté (ddl) associés à une interaction de facteurs est obtenu en multipliant les ddl des facteurs impliqués dans cette interaction. Ainsi, on peut le calculer de la manière suivante :

$$ddl_{AB...E} = ddl_A \times ddl_B \times \dots \times ddl_E \quad (Eq. A2.5)$$

Pour les interactions mettant en jeu 2 facteurs f et g , la somme des carrés des écarts vaut :

$$SCE_{AB} = \delta_{AB} \sum_{i=1}^p \sum_{j=1}^q (\hat{Y}_{ij} - \hat{Y}_i - \hat{Y}_j + \hat{Y})^2 \quad (Eq. A2.6)$$

$\delta_{AB} = \frac{N}{p \cdot q}$: le nombre d'expériences pour lesquelles le facteur f prend un de ces p niveaux et lorsque le facteur g adopte un de ces q niveaux,

\hat{Y}_{ij} : la moyenne des réponses observées pour les expériences où le facteur A prend son $i^{\text{ème}}$ niveau et où le facteur B prend son $j^{\text{ème}}$ niveau,

La valeur du carré moyen (CM) associé au facteur ou à l'interaction A peut être déduite de la manière suivante :

$$CM_A = \frac{SCE_A}{ddl_A} \quad (Eq. A2.7)$$

B.2. Calcul de la variance résiduelle

Pour 2 facteurs on peut écrire la décomposition suivante :

$$\hat{Y}_{ij} - \hat{Y} = (\hat{Y}_i - \hat{Y}) + (\hat{Y}_j - \hat{Y}) + (\hat{Y}_{ij} - \hat{Y}_i - \hat{Y}_j + \hat{Y}) \quad (Eq. A2.8)$$

On procède ensuite à une sommation, à la fois pour i et j , de part et d'autre de l'équation précédemment élevée au carré. Cette sommation est effectuée sur les niveaux de tous les facteurs. Cela nous conduit à l'équation de variance, démontrant l'additivité des sommes des carrés des écarts :

$$SCE_t = \sum_{i=1}^p \sum_{j=1}^q (Y_{ij} - \hat{Y})^2 = \sum SCE_X \quad (Eq. A2.9)$$

Avec :

SCE_t : la somme totale des carrés des écarts ;

SCE_X : la somme factorielle des carrés (x désignant un facteur ou une interaction).

Enfin, notons la relation qui permet, entre autres, de déterminer la valeur de degrés de liberté total ddl_t :

$$ddl_t = \sum_{facteur} ddl_i + \sum_{interaction} ddl_{ij} \quad (Eq. A2.10)$$

On a donc également additivité des degrés de liberté.

Lorsqu'il existe une erreur expérimentale non nulle, l'équation de variance fait apparaître un nouveau terme appelé communément variance résiduelle (SCE_r) :

$$SCE_t = \sum SCE_X + SCE_r \quad (Eq. A2.11)$$

La variance résiduelle, notée SCE_r , est utilisée comme point de référence pour comparer les SCE_t et déterminer la signification des facteurs et interactions. La variance résiduelle est considérée comme représentant la variation des valeurs de réponse, avec une amplitude arbitrairement jugée faible. Ainsi, tout facteur ayant une influence significative doit présenter des caractéristiques nettement différentes de cette composante résiduelle.

Le nombre de degrés de liberté associé à la variance résiduelle, noté ddl_r , est égal à $N-p$. En effet, il est compréhensible que les résidus ne puissent exister que grâce aux $N-p$ (>0) expériences réalisées en plus des p simulations nécessaires au calcul des p coefficients du modèle.

Ensuite, on calcule un carré moyen résiduel, noté CM_r , qui est défini par la formule suivante :

$$CM_r = \frac{SCE_r}{ddl_r} \quad (\text{Eq. A2.12})$$

Le calcul de la SCE_r de cette manière permet de tester la signification statistique des facteurs et des interactions, tout en évaluant la qualité du modèle utilisé (Y_{mod}). Cela permet ainsi de déterminer si les facteurs et les interactions ont une influence significative sur la réponse étudiée et de juger de l'adéquation du modèle aux données expérimentales.

B.3. Test de Fisher-Snedecor

Le test de Fisher-Snedecor est un test statistique qui permet de comparer deux variances, ce qui le rend parfaitement adapté à notre problématique où nous souhaitons comparer les variances expliquées et non expliquées par le modèle. Ce test est basé sur une distribution de probabilité qui a été tabulée par M. Snedecor et est communément appelée la loi de Fisher-Snedecor en l'honneur du statisticien Fisher.

Pour conclure que l'effet d'un facteur, tel que le facteur A, est significatif, notre objectif est de démontrer que le carré moyen associée au facteur A, notée CM_A , est supérieure au carré moyen résiduel, notée CM_r . En d'autres termes, nous cherchons à établir que la variance expliquée par le facteur A est significativement plus grande que la variance résiduelle.

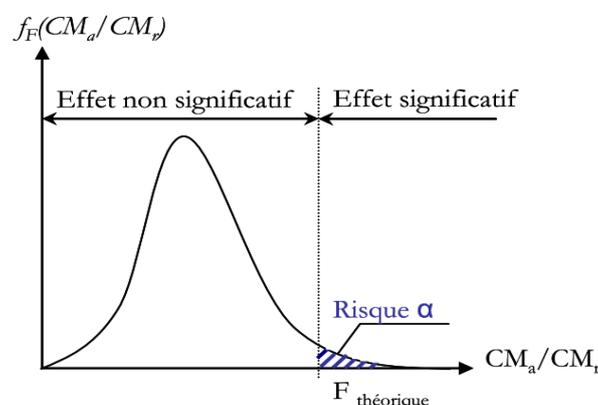


Figure A2.1 : Représentation de la loi de Fisher-Snedecor.

La figure A2.1 illustre que, sous l'hypothèse nulle où le facteur n'a pas d'influence, le rapport (CM_A) et (CM_r) peut être infini. Cependant, la probabilité de cette situation est très faible. Par conséquent, lorsqu'on évalue un effet, il faut prendre le risque d'accepter que cet effet soit significatif, même si nous sommes dans le cadre de l'hypothèse nulle. Ce risque est généralement fixé à 5% et est noté α .

En fonction du risque choisi, la loi de Fisher-Snedecor permet de déterminer un seuil de rejet de l'hypothèse nulle, appelé valeur $F_{théorique}$, qui est consulté dans un tableau associé à cette loi. Le test consiste donc à comparer le rapport observé (F_{obs}) entre CM_A et CM_r avec la valeur $F_{théorique}$ correspondante, en fonction :

- de ddl_a et ddl_r degrés de liberté du facteur étudié et de la résiduelle ;

- du risque que l'on choisit.

La probabilité, également appelée "valeur p", est le fractile $F_{ddl_a,ddl_r,1-\alpha}$ de la loi de Fisher-Snedecor centrée, associé à une probabilité de dépassement de $1-\alpha$. Elle peut servir de référence pour évaluer la confiance que l'on peut accorder à un résultat spécifique. De nombreux chercheurs considèrent une valeur p inférieure à 0,05 comme seuil de significativité statistique, ce qui signifie que le résultat observé dans une étude pourrait se produire par hasard dans moins d'une étude sur vingt. La valeur p est toujours comprise entre 0 et 1. Si elle est inférieure à 0,05, on conclut que l'effet est significatif, et si elle est inférieure à 0,01, on peut affirmer que le facteur est hautement significatif.

B.4. Tableau d'analyse de la variance

Les résultats de l'analyse de variance des plans d'expériences sont communément présentés sous la forme du tableau suivant :

Tableau A2.1 : Présentation générale d'un tableau de l'analyse de la variance.

Source de variation		ddl.	Sommes des carrés des écarts	Carrés moyens	F_{obs}	$F_{théo}$	p-valeur
Facteurs	a	p-1	SCE_a	CM_a	CM_a/CM_r	$F_{(p-1;pq(n-1))}$	$F_{ddl_a,ddl_r,1-\alpha}$

	b	q-1	SCE_b	CM_b	CM_b/CM_r	$F_{(q-1;pq(n-1))}$	$F_{ddl_b,ddl_r,1-\alpha}$

Interactions
	ab	(p-1)x(q-1)	SCE_{ab}	CM_{ab}	CM_{ab}/CM_r	$F_{((p-1)(q-1);pq(n-1))}$	$F_{ddl_{ab},ddl_r,1-\alpha}$

Erreur		pq(n-1)	SCE_r	CM_r			
Total		pqn-1	SCE_t				

Ces résultats permettent donc de déterminer la significativité des facteurs et des interactions. En cas de non-significativité, les termes correspondants peuvent être exclus du modèle. Cependant, il est recommandé de réaliser une nouvelle analyse de variance afin de vérifier que tous les éléments restants sont effectivement significatifs. Il est important de noter que la suppression de termes du modèle entraîne une augmentation de la variance résiduelle, ce qui peut conduire au rejet d'autres termes.

Cette étape revêt une grande importance dans une étude de screening, car en réduisant le nombre de dimensions du problème, elle permet l'utilisation de méthodes coûteuses et généralement dépendantes du nombre de facteurs. Cela inclut notamment l'application de la méthode des surfaces de réponse et l'optimisation par plans d'expériences.

Le prochain point consiste à définir le pourcentage de variation totale expliquée par le modèle, représenté par le coefficient de détermination R^2 . Ce coefficient prend des valeurs dans l'intervalle [0,1] et est calculé comme suit :

$$R^2 = \frac{SCM}{SCT} = 1 - \frac{SCE}{SCT} \quad (Eq. A2.13)$$

Lorsque R^2 est égal à 1, les estimations \hat{Y}_i et \hat{Y}_j coïncident avec les mesures observées, tandis que pour R^2 égal à 0, les données ne sont pas du tout alignées. Ainsi, le coefficient de détermination indique le

degré d'ajustement des données par rapport au modèle de régression. Par exemple, pour R^2 égal à 0,8, cela signifie que 80% de la variation des essais est expliquée par le modèle.

C. Régression multilinéaire (RML)

Après avoir identifié les paramètres significatifs pour la réponse étudiée, la prochaine étape consiste à modéliser les relations entre les paramètres d'entrée et les réponses à l'aide de la méthode de régression multilinéaire. Cette modélisation, réalisée à travers une surface de réponse, vise à estimer les paramètres d'un modèle précis en mesurant la dépendance de la ou des réponses par rapport aux entrées du processus.

L'objectif est de créer un modèle, généralement de nature polynomiale, qui décrit les variations de la fonction réponse y pour les différentes combinaisons de valeurs des k facteurs x_1, x_2, \dots, x_k .

$$y = f(x_1, x_2, \dots, x_k) \quad (\text{Eq. A2.14})$$

avec :

N : le nombre d'expériences ;

p : le nombre de coefficients du modèle postulé ;

y : le vecteur colonne des réponses expérimentales y_i .

La régression multilinéaire est la méthode statistique couramment utilisée pour l'analyse de données multidimensionnelles. Un modèle de régression multiple est utilisé pour ajuster un plan de régression dans un espace tridimensionnel et peut être représenté par l'expression suivante :

$$y = \beta_0 + \sum_{i=1}^k \beta_i \cdot X_i + \sum_{i=1}^k \beta_{ii} \cdot X_i^2 + \sum_{i=1}^k \sum_{j=i+1}^k \beta_{ij} \cdot X_i \cdot X_j + \varepsilon \quad (\text{Eq. A2.15})$$

où

y est la réponse,

ε est l'erreur,

k est le nombre total d'entrées considérées,

$\beta_0, \beta_1, \beta_2, \dots, \beta_i$ sont les coefficients de régression.

Posons :

- X : la matrice $N \times p$, appelée matrice du modèle ou matrice des effets :

$$X = \begin{bmatrix} 1 & X_{11} & X_{12} & \dots & X_{1,p-1} \\ 1 & X_{21} & X_{22} & \dots & X_{2,p-1} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \dots & \vdots \\ 1 & X_{n1} & X_{n1} & \dots & X_{n,p-1} \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. A2.16})$$

- β : le vecteur colonne des coefficients de régression $\{\beta_i\}$:

$$\beta^t = [\beta_0, \beta_1, \beta_2, \dots, \beta_{p-1}] \quad (\text{Eq. A2.17})$$

Ils peuvent être déterminés par l'équation (A2.18) :

$$\beta_i = (X^t \cdot X)^{-1} \cdot X^t \cdot y \quad (\text{Eq. A2.18})$$

- ε : le vecteur colonne des erreurs expérimentales, aléatoires ε_i :

$$\varepsilon^t = [\varepsilon_0, \varepsilon_1, \varepsilon_2, \dots, \varepsilon_N] \quad (\text{Eq. A2.19})$$

Le modèle matriciel, s'écrit sous la forme classique suivante :

$$y = X \cdot \beta + \varepsilon \quad (\text{Eq. A2.20})$$

$$\begin{bmatrix} y_1 \\ y_2 \\ \vdots \\ y_N \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 & X_{11} & X_{12} & \cdots & X_{1,p-1} \\ 1 & X_{21} & X_{22} & \cdots & X_{2,p-1} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \cdots & \vdots \\ 1 & X_{n1} & X_{n1} & \cdots & X_{n,p-1} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \beta_0 \\ \beta_1 \\ \vdots \\ \beta_{p-1} \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \vdots \\ \varepsilon_N \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. A2.21})$$

Mathématiquement, le vecteur ε des résidus se définit comme suit :

$$\varepsilon = y - y_{mod} \quad (\text{Eq. A2.22})$$

Une fois que le vecteur des coefficients $\{\beta_i\}$ est calculé, il devient possible de déterminer les relations entre la variable de réponse y et les paramètres d'entrée $\{X_i\}$.

Etape 5 : Validation du modèle

Deux scénarios sont envisageables :

- Si le modèle est validé, cela signifie qu'il représente de manière adéquate le phénomène étudié dans le domaine expérimental. Dans ce cas, les objectifs sont atteints, et nous pouvons utiliser ce modèle pour effectuer des prévisions à n'importe quel point du domaine expérimental.
- Si le modèle n'est pas validé, son utilisation n'est pas possible. Il est alors nécessaire de proposer un modèle alternatif.

Annexe 3 : Faciès de rupture des échantillons soudés avec des directeurs d'énergie en mode énergie

Afin d'explorer l'influence de l'énergie de soudage sur la résistance de l'assemblage des échantillons soudés avec et sans directeur d'énergie, nous avons analysé les microstructures des soudures réalisées avec une force de soudage de 300 N et différentes valeurs d'énergie de soudage.



Figure A3.1 : Faciès de rupture des échantillons soudés avec et sans DE avec différentes énergies de soudage. a1- c1) 400 J, a2 – c2) 600 J, a3- c3) 800 J, a4 – c4) 1000 J.

En nous appuyant sur les classifications précédemment établies pour les soudures, à savoir la sous-soudure, la soudure normale et la sur-soudure, telles que discutées dans des travaux antérieurs

[191][192][193], nous avons effectué une évaluation visuelle de la qualité des soudures. Les soudures de petite taille (a1) et celles où le directeur d'énergie n'a pas fondu ((b1), (c1) et (c1)) ont été catégorisées comme des cas de sous-soudure. Les soudures présentant des dégradations avec des vides ((a4), (b4), (c3), (c4), (d3) et (d4)) ont été identifiées comme des cas de sur-soudure. Les soudures entièrement réalisées sans défauts visibles ont été considérées comme des soudures satisfaisantes, comme le montrent les figures (a2), (b2), (c2) et (d2).

L'analyse des faciès de rupture des échantillons soudés avec des directeurs d'énergie de trois épaisseurs différentes à une énergie de soudage de 400 J révèle que l'énergie de soudage initiale n'était pas suffisamment élevée pour produire des soudures optimales. Dans ces cas, le directeur d'énergie n'a pas complètement fondu, ce qui se traduit par des surfaces de rupture riches en résine, correspondant ainsi à des exemples de sous-soudure.

En revanche, les échantillons soudés avec une énergie de soudage dépassant les 600 J, c'est-à-dire une valeur d'énergie supérieure à l'optimum, ont principalement présenté des surfaces de rupture avec de nombreuses zones noircies et une déformation des fibres, ce qui correspond à des exemples de sur-soudure. Pour le soudage par ultrasons à une énergie de 600 J, moins de dommages ont été observés, ce qui a conduit à une adhérence et à une intégrité de l'interface améliorées. Par conséquent, une meilleure performance et une qualité de soudure supérieure ont été obtenues dans ce cas, correspondant ainsi à des exemples de soudures normales.

Titre : Soudage par ultrasons de composites à fibres végétales et matrice thermoplastique.

Mots clés : Soudage par ultrasons, composite stratifié, thermoplastique, polypropylène, fibres de lin, mise en œuvre, plans d'expérience.

Résumé : Le soudage par ultrasons représente une méthode d'assemblage prometteuse pour les composites à matrice thermoplastique. Sa rapidité, la possibilité d'automatisation ainsi que le recyclage facilité des structures ainsi assemblées font partie de ses principaux avantages. Son application à des composites à fibres naturelles présente encore des défis en raison de la sensibilité de ces matériaux à la température. L'objectif de cette thèse est d'évaluer la faisabilité de tels assemblages et de déterminer les combinaisons de paramètres permettant d'obtenir des performances optimales.

Le matériau employé pour cette étude est un pli tissé d'armure sergé 2/2 lin/polypropylène à fibres comêlées. La première étape de ce travail a été d'optimiser le procédé de fabrication par thermocompression de stratifiés à partir de ce matériau. A cette fin, les liens entre les paramètres de fabrication (pression, température et durée de chauffage), la microstructure et le comportement mécanique des stratifiés de lin/PP ont été examinés.

La seconde partie du travail est consacrée à l'assemblage par ultrasons de ces matériaux. Les paramètres du

process sont tout d'abord optimisés en employant un plan d'expérience de façon à maximiser la résistance au cisaillement de joints simple recouvrement. A partir de ces premières données, une étude fine de l'influence de chacun de ces paramètres est menée en s'appuyant sur la mesure des températures subies par le matériau durant le process, la caractérisation mécanique des éprouvettes, ainsi que l'analyse morphologique des coupes transversales et des faciès de rupture des éprouvettes. Les résultats montrent que des combinaisons judicieuses de paramètres permettent d'obtenir un soudage continu sans dégradation visible des fibres de lin ni altération des substrats.

Enfin, la dernière partie s'intéresse à l'influence de l'orientation des fibres à l'interface soudée sur les performances de l'assemblage. Pour cela, des séquences originales d'empilement conduisant à des propriétés d'isotropie du stratifié sont employées afin d'éliminer les effets perturbateurs des changements de raideur de l'éprouvette selon l'orientation. Ceci permet de montrer que l'influence de l'orientation des fibres reste faible et pourrait donc être négligée dans le cadre d'une modélisation numérique des zones soudées.

Titles : Ultrasonic welding of plant fiber and thermoplastic matrix composites.

Keywords : Ultrasonic welding, composite laminate, thermoplastic, polypropylene, flax fibers, implementation, design of experiments.

Abstract : Ultrasonic welding represents a promising assembly method for thermoplastic matrix composites. Its speed, potential for automation, and ease of recycling for the assembled structures are among its key advantages. However, applying this technique to natural fiber composites poses challenges due to the temperature sensitivity of these materials. The objective of this thesis is to assess the feasibility of such assemblies and determine parameter combinations for achieving optimal performance.

The material used for this study is a 2/2 twill weave flax/polypropylene ply with comingled fibers. The first stage of this work involved optimizing the manufacturing process using thermocompression for laminates from this material. In this regard, the relationships between manufacturing parameters (pressure, temperature, and heating duration), microstructure, and the mechanical behavior of flax/PP laminates were examined.

The second part of the work focuses on ultrasonic welding of these materials. The process parameters are

initially optimized using a designed experiment to maximize the shear strength of single lap joints. Building on these initial data, a detailed study of the influence of each parameter is conducted, supported by temperature measurements during the process, mechanical characterization of test specimens, and morphological analysis of cross-sections and fracture surfaces of the test specimens. The results indicate that judicious combinations of parameters enable continuous welding without visible degradation of flax fibers or alteration of substrates.

Finally, the last part investigates the influence of fiber orientation at the welded interface on assembly performance. To address this, original stacking sequences leading to laminate isotropy properties are employed to eliminate the disruptive effects of stiffness changes of the specimen depending on orientation. This demonstrates that the influence of fiber orientation remains weak and could be disregarded in the context of numerical modeling of welded zones.