



HAL
open science

Approche probabiliste du comportement mécanique des composites thermoplastiques assemblés par soudage laser

Mamane Oumarou Mairagouna

► **To cite this version:**

Mamane Oumarou Mairagouna. Approche probabiliste du comportement mécanique des composites thermoplastiques assemblés par soudage laser. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2012. Français. NNT : 2012ENMP0072 . pastel-00819162

HAL Id: pastel-00819162

<https://pastel.hal.science/pastel-00819162>

Submitted on 30 Apr 2013

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

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

École doctorale n°432 : Science des Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de DOCTEUR délivré par

l'École nationale supérieure des mines de Paris
Spécialité " Sciences et Génie des Matériaux "

présentée et soutenue publiquement par

Mamane OUMAROU MAIRAGOUNA.

le 09 novembre 2012 à 9h30

Approche probabiliste du comportement mécanique des composites thermoplastiques assemblés par soudage laser

Directeurs de thèse : **Jacques RENARD**
Dominique JEULIN

Jury

M. Gilles AUSIAS, HDR, Université de Bretagne Sud
M. Jacques LAMON, Directeur de Recherches, CNRS, LMT Cachan
M. Wolfgang KNAPP, Docteur, CLFA
M. Philippe CASTAING, Docteur, CETIM (Nantes)
M. Philippe PILVIN, Professeur, Université de Bretagne Sud
M. Dominique JEULIN, Professeur, Mines ParisTech
M. Jacques RENARD, Directeur de Recherches, Mines ParisTech

Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Président du jury
Directeur de thèse
Directeur de thèse

**T
H
È
S
E**

Remerciements

Je ne saurais commencer les premières lignes de ce mémoire sans mentionner ceux qui ont rendu ce travail possible. Ceux qui m'ont permis de remplir ces pages par un contenu scientifique, alors qu'elles étaient encore blanches il y'a trois ans. Les difficultés rencontrées seraient insurmontables sans l'aide et la présence précieuse de toutes ces personnes.

Tout d'abord, je voudrais remercier l'ANR (Agence Nationale de la Recherche) pour le financement du projet PROBADUR, dans lequel s'inscrit ce projet de thèse. Je voudrais également remercier le CETIM (Centre Technique des Industries Mécaniques) qui a piloté le projet. Merci aussi au Fraunhofer et au CLFA (Coopération Laser Franco-Allemande) pour leur appui technique, notamment en termes de matériels de soudage par faisceau laser.

Ensuite, je remercie très sincèrement Gilles Ausias et Jacques Lamon qui ont accepté d'être rapporteur de ma thèse. De part vos remarques et suggestions, vous avez sans doute contribué à améliorer la qualité du mémoire. Merci pour vos pertinentes analyses.

Je remercie également Philippe PILVIN, président du jury, pour ses remarques pertinentes et exigeantes, qui m'ont permis d'améliorer la rigueur dans la démarche de l'étude.

Je me rappelle, du premier jour quand vous m'avez accueilli en Master 1 à l'Université de Bretagne-Sud... Et voilà que vous venez de me déclarer digne du titre du grade de docteur de l'Ecole des Mines de Paris. Pour moi, c'est tout un symbole. Merci pour tout.

Merci également à Philippe CASTAING, le moteur du projet Probadur, d'avoir consacré du temps pour la relecture du mémoire et d'avoir été parmi le jury de ma soutenance. Merci pour les améliorations que tu m'as proposées.

Wolfgang, merci aussi pour ta participation au jury. Ton expertise sur le sujet m'ont été d'une grande utilité tout au long de ce projet. Au-delà des discussions très intéressantes que j'ai eues avec toi sur le soudage laser, je voudrais souligner le fait que tu m'as aussi fait découvrir un grand pays : les Etats-Unis d'Amérique. Désormais, je t'associe à cette belle expérience américaine.

Aussi, je veux adresser mes sincères salutations aux autres partenaires du projet Probadur : Catherine PEYRAC, Mylène DELEGLISE, Sébastien CLEMENT...

A présent, je voudrais remercier les personnes du centre des matériaux de l'école des Mines de Paris où j'ai réalisé mon projet de doctorat et dans lequel j'ai passé 4 années de ma vie (1 an de mastère spécialisé et 3 ans de thèse).

Tout d'abord, j'adresse mes sincères remerciements à toute l'administration du centre pour avoir créé les conditions de ce séjour. Merci Liliane. Merci aussi Odile pour ta disponibilité et la relecture ainsi que les corrections de ma bibliographie.

Merci également à Jamel MISSOUM, Kaïs Amar, Franck Nguyen, Abdennour, Yassine Zeralli, Wassim Trabelsi, Baramee, Naruepon, Ekarine, Jonathan Ricard, Wang Huaidong et tous les autres pour la bonne ambiance de votre compagnie.

Je pense également à mes anciens camarades du mastère CoMaDiS et mes camarades de promotion de thèse.

Je voudrais aussi remercier des personnes extraordinaires que j'ai rencontrées lors de mon séjour en Bretagne (Mireille RAUDE (UBS), Jacques LEMENTEC et Marithé, la promotion Génie Mécanique et Matériaux 2005, ...).

Un grand merci à l'équipe CAM (Composite Adhésion Modélisation), dans laquelle j'ai passé toutes ces années au centre.

Merci Yves FAVRY pour ta bonne humeur et ta convivialité qui facilite le travail d'équipe. Tu as su être un bon animateur lorsqu'il s'agit des rapports humains, et très sérieux lorsqu'il s'agit du travail.

Merci aussi à Jean-Cristophe TEISSEDRE. Ton aide et ta maîtrise du matériel et des machines m'ont été d'une très grande utilité pour la mise au point et la réussite des essais expérimentaux.

Merci également à Vladimir GANTCHENKO grâce à qui j'ai osé la démarche analytique lors de la modélisation. Je vous remercie de m'avoir fait goûter à votre « tasse de thé ».

Je voudrai remercier sincèrement Sébastien JOANNES. Les discussions que j'ai eues avec toi sur la modélisation ont été déterminantes pour la réussite de ce travail.

Merci aussi à Pongsak NIMDUM avec qui nos échanges étaient très intéressants également. On apprend toujours quelque chose en discutant avec toi.

Je voudrai particulièrement saluer et remercier Mamadou MBACKE et Georges KAMGAING, pour votre sens de solidarité et de fraternité. Vous avez bien géré !

Je voudrai maintenant dire un grand MERCI à mes directeurs de thèse Jacques RENARD et Dominique JEULIN, sans qui ce travail serait tout simplement impossible.

Dominique, je voudrai vous présenter mes sincères remerciements pour cette expérience très intéressante. C'était très agréable de travailler avec vous et ce fut un plaisir de vous avoir eu comme directeur de thèse. Je me souviens encore de nos réunions bimensuelles où j'apprenais, à chaque fois, des nouvelles connaissances qui ont certainement contribué à la réussite de ce travail. Merci pour tout ce que j'ai appris à vos côtés.

Jacques, je me rappelle encore du premier jour quand vous m'avez parlé du sujet de thèse. Vos arguments m'ont convaincu. Et aujourd'hui, plus qu'avant, je réalise que j'ai fait le bon choix. C'est la deuxième fois que vous me faisiez confiance (après le mastère spécialisé CoMaDiS), et je vous en suis très reconnaissant. Je vous remercie donc très sincèrement, pour tout ce que j'ai appris durant ces quatre années à vos côtés. C'était un plaisir de vous avoir eu comme Directeur de thèse. Vous m'avez apporté beaucoup de choses durant ces dernières années, au-delà même du cadre de la thèse. Merci pour tout (même ce que je n'ai pas évoqué).

Pour ceux qui vont chercher leurs noms dans ces pages et qui ne les trouveront pas, je dirai que c'est normal... car ils sont écrits en blanc !

Par ailleurs, je voudrai également remercier mes amis qui m'ont toujours soutenu et encouragé durant ces années. Merci à vous et à vos femmes. Votre présence à la soutenance m'a fait plaisir.

Pour les amis qui n'ont pas pu venir à la soutenance, vos mots d'encouragement et de soutien m'ont fait également plaisir. Merci à tous.

J'en arrive à ceux grâce à qui je trouve le courage et la motivation d'aller de l'avant. Ceux grâce à qui toute difficulté s'avère surmontable : mes parents et toute ma famille (mes frères et sœurs, notamment). Les mots sont assez faibles pour vous décrire ma reconnaissance et ma gratitude. MERCI.

Je réserve la mention spéciale à la personne qui a été la plus proche de moi durant ces années : ma femme, Amina. Elle a connu les moments difficiles et les moments de « victoire » durant cette thèse. Les pages de ce document ne suffiront pas pour que je lui dise assez : MERCI. Tu as été (par ailleurs) un bon binôme au cours de cette expérience.

Table des matières

Chapitre 1	13
1 Introduction générale.....	13
1-1 Motivations	13
1-2 Contexte et contenu de l'étude.....	14
PARTIE I : Caractérisation mécanique et microstructurale du composite	17
Chapitre 2	19
2 Caractérisation mécanique du matériau	19
2-1 Présentation du matériau.....	20
2-1-1 Le PA6.....	20
2-1-2 Les fibres de verre	21
2-2 Détermination de la fraction volumique	21
2-3 Caractérisation mécanique	23
2-3-1 Essais longitudinaux	25
2-3-2 Essais de traction transversale	25
2-3-3 Modules de cisaillement	26
2-4 Conclusion	29
Chapitre 3	31
3 Analyse et caractérisation microstructurale	31
3-1 Analyse microstructurale	32
3-1-1 La capacité de Choquet.....	32
3-1-2 La covariance.....	32
3-1-3 La portée intégrale	34
3-2 Application au matériau de l'étude	35
3-3 Analyse des fluctuations locales	39
3-3-1 Fluctuations de la fraction surfacique des fibres	39
3-3-2 Fluctuation de la taille des fibres.....	40
3-4 Caractérisation microstructurale	41
3-4-1 Homogénéisation	42
3-4-1-1 Homogénéisation par la MEF	43
3-4-1-2 Homogénéisation par la méthode des bornes.....	45
3-4-2 Détermination de VER (Volume Élémentaire Représentatif)	46
3-4-3 Application au matériau de l'étude.....	47
3-4-3-1 Influence des fluctuations locales de la microstructure sur la conductivité thermique locale	49
3-4-3-2 Influence des fluctuations locales sur les modules d'élasticité.....	52
3-4-3-3 Détermination du VER du composite	55
3-5 Comparaison entre les résultats expérimentaux et les propriétés effectives du VER... 67	
3-6 Conclusion	67
PARTIE II : Assemblage des matériaux composites par soudage laser : caractérisation et modélisation	69

Chapitre 4	71
4 Assemblage des matériaux composites par soudage laser	71
4-1 Principe du soudage laser	72
4-1-1 Influence des fibres dans le soudage	74
4-1-2 Influence de la matrice	75
4-2 Sollicitation du joint soudé et mode de dégradation	76
4-2-1 Tests par émission acoustique (EA)	77
4-2-1-1 Activités acoustiques dans le composite.	79
4-2-1-2 Activités acoustiques dans le joint soudé.	81
4-2-2 Dégradation du joint soudé.	83
4-3 Conclusion	84
Chapitre 5	85
5 Caractérisation mécanique du joint soudé.....	85
5-1 Détermination des caractéristiques mécaniques du joint soudé.....	86
5-1-1 Essai de type simple-recouvrement (lap-shear test)	86
5-1-2 Essai Arcan-Mines.....	92
5-1-2-1 Résultats des essais de traction (0°)	95
5-1-2-2 Résultats des essais à 30°	96
5-1-2-3 Résultats des essais à 60°	98
5-1-2-4 Résultats des essais à 90°	100
5-2 Discussion	102
5-3 Conclusion	102
Chapitre 6	103
6 Modélisation mécanique et lois de comportement	103
6-1 Concepts généraux	105
6-1-1 Méthode de l'état local	105
6-1-1-1 Variables d'état	105
6-1-1-2 Potentiel thermodynamique, lois d'état.....	105
6-1-1-3 Dissipation.....	106
6-1-2 Surface de charge- Fonction seuil. Lois complémentaires	107
6-2 Modélisation mécanique du comportement élastique : méthode analytique	108
6-3 Modélisation du comportement non-linéaire du joint soudé: Surface de charge-Fonction seuil	112
6-3-1 Vérification du comportement élastique du joint soudé.....	117
6-3-2 Vérification du comportement élasto-plastique du joint soudé.....	119
Chapitre 7	123
7 Validation du comportement mécanique du joint soudé.....	123
7-1 Validation sur les éprouvettes de type simple-recouvrement	124
7-2 Validation du modèle de comportement sur un raidisseur.....	129
7-2-1 Approche globale.....	129
7-2-2 Approche locale	133
7-3 Conclusion	137
PARTIE III : Approche probabiliste	139

Chapitre 8	141
8 Approche probabiliste : Généralités et applications.....	141
8-1 Modèle statistique de Weibull	142
8-1-1 Mode de dégradation du joint soudé, hypothèse du maillon faible.....	142
8-1-2 Modèle de Weibull	142
8-1-3 Détermination des paramètres de Weibull.....	144
8-1-4 Application au matériau de l'étude.....	145
8-1-4-1 Application au composite unidirectionnel.....	145
8-1-4-2 Application au joint soudé.....	149
8-2 Critères probabilistes de rupture	154
8-3 Conclusion	156
Chapitre 9	157
9 Conclusion générale et perspectives	157
Références Bibliographiques.....	161

Chapitre 1

1 Introduction générale

1-1 Motivations

Aujourd'hui, les matériaux composites occupent une place privilégiée en conception, dès que l'indice de performance porte sur une structure légère et rigide. Au-delà de l'aspect technique novateur, leur utilisation revêt également un aspect économique car la réduction de masse est assez souvent inhérente à une réduction de coûts. En aéronautique, par exemple, la réduction de la masse de 1 kg engendre une économie de 5 k€ en moyenne. On peut alors facilement comprendre le choix porté sur les matériaux composites dans ce secteur. On note, par exemple, que l'A380 d'Airbus comporte près de 25% en masse réalisés dans ces matériaux et que Boeing annonce que 50 % de la structure primaire du 787 le seront également.

Les matériaux composites sont également très présents dans l'industrie automobile où ils remplacent de plus en plus des parties structurantes jadis réalisées en métaux comme le châssis des véhicules ou bien le pont arrière.

Cette réduction de masse est également synonyme de réduction de la pollution dans un monde où les besoins de la population ne cessent de croître en termes de transport et d'énergie.

En effet, la densité de véhicules par nombre d'habitants ne cesse d'augmenter à travers le monde. Ainsi, en 2011, on compte 815 véhicules pour 1000 habitants aux Etats Unis, 595 au Japon, une moyenne de 590 en Europe, 20 en Inde et 50 en Chine [JEC, Juillet-2012]. Quand on regarde les deux derniers chiffres (qui concernent les deux pays les plus peuplés de la planète) on remarque alors que la marge de progression du secteur automobile est très importante dans les années à venir et que la pollution qui pourrait en découler serait catastrophique pour l'humanité. On comprend donc pourquoi les facteurs environnementaux sont devenus un enjeu mondial majeur dans tous les secteurs. Ceci fait des matériaux composites un vrai Eldorado pour le secteur du transport (aérien, routier, maritime...), de l'énergie (éolienne, photovoltaïque,...), du sport, du bâtiment, etc.

Par ailleurs, le recyclage, le temps de fabrication et la soudabilité sont devenus des critères de choix dans l'utilisation des matériaux composites. C'est pourquoi les composites à matrice thermoplastique sont en pleine croissance avec un développement deux fois supérieur à celui des composites thermodurcissables.

Ces matériaux présentent plusieurs autres avantages, qui leur ouvrent des applications dans différents secteurs industriels (temps de cycle plus faibles, une bonne tenue en fatigue et en fluage...). On observe actuellement une diversification des pièces en composite thermoplastique et une attention particulière portée sur les procédés de mise en œuvre, avec de nombreux développements (transport, médical, sport, énergie...). Les spécialistes s'accordent à dire que ces matériaux vont mener l'innovation dans la prochaine décennie.

En outre, les contraintes de coûts et de disponibilité liées aux ressources de matières premières exigent de plus en plus une meilleure connaissance des matériaux pour en faire une utilisation optimale. La résistance de la structure en dépend aussi. Cette résistance est le plus souvent estimée en utilisant un coefficient de sécurité pour compenser les variations dues aux

fluctuations liées à la nature des matériaux. Cependant, un large coefficient de sécurité ne répond pas toujours à toutes les exigences physiques et environnementales que seule la maîtrise du matériau et de son comportement permet d'assurer. C'est pourquoi [BES *et al*, 2001] parlent de « concevoir au plus juste », en faisant remarquer que dans certains cas le coefficient de sécurité « s'apparente à un coefficient d'ignorance ».

Si la maîtrise du matériau et de son comportement est un facteur important pour son utilisation à grande échelle et dans des domaines techniques poussés, il n'en demeure pas moins de son mode d'assemblage. En effet, l'assemblage des matériaux est une science à part entière qui permet de faciliter l'étape de la conception et de pouvoir choisir plusieurs matériaux lorsque la structure doit assurer plusieurs fonctions en même temps. Un matériau peut alors être écarté, malgré ses caractéristiques physiques intéressantes, parce que sa capacité à être assemblé est limitée.

Il apparaît donc que l'utilisation des matériaux composites (comme tous les autres matériaux) est fortement tributaire de la maîtrise qu'ont les bureaux d'études de leur comportement et de leurs modes d'assemblage. Et cette maîtrise passe par une caractérisation mécanique correcte et une modélisation numérique capable de prédire le comportement du matériau et/ou de l'assemblage.

Dans ce travail, nous nous sommes intéressés à l'assemblage d'un composite thermoplastique (polyamide (PA6) renforcé par des fibres de verre continues) par le procédé de soudage laser. Une fois que la tenue mécanique est vérifiée, nous procédons à la caractérisation mécanique au moyen d'un dispositif particulier appelé Arcan-Mines, en vue de la modélisation du comportement de l'assemblage. Cette partie est assez délicate, car la caractérisation est effectuée sur des joints soudés de quelques centaines de micromètres de profondeur (500 μm , en moyenne). Les résultats ont permis d'établir un modèle de comportement élastoplastique basé sur le critère de Drucker-Prager généralisé. Ce modèle est validé sur des éprouvettes de type simple-recouvrement et sur un raidisseur. Une bonne corrélation est ainsi obtenue entre la simulation numérique et les résultats des essais expérimentaux.

Les fluctuations étant importantes au sein du matériau, la rupture statistique est modélisée par le modèle de Weibull dont les paramètres sont déterminés pour différentes directions de sollicitations de l'assemblage. Un critère de rupture déterministe basé sur le premier et le second invariant du tenseur des contraintes a également été déterminé.

Ce travail est donc, lui-même, un assemblage entre une démarche expérimentale et une démarche numérique. Il a permis de constituer une base de données sur la tenue mécanique et la modélisation des assemblages de composite thermoplastique renforcé par des fibres de verre continues.

1-2 Contexte et contenu de l'étude

Le présent travail s'inscrit dans un contexte de réduction de poids tout en garantissant une meilleure application des facteurs de sécurité et une meilleure compréhension des processus de fabrication des matériaux composites destinés à être assemblés par soudage laser.

Il est réalisé dans le cadre d'un projet intitulé PROBADUR (Probability Durability) dont l'objectif général consiste à poser les fondements d'un socle permettant progressivement à moyen terme de disposer d'une démarche d'analyse fiabiliste du comportement de composants structuraux à base de composite thermoplastique renforcés par des fibres continues.

Le projet PROBADUR est financé par l'ANR (l'Agence Nationale de la Recherche) et regroupe les Instituts Carnots Mines et Cetim, le Fraunhofer (ILT et LBF) et le CLFA (Coopération Laser Franco-Allemande). Il est piloté par le CETIM (Centre Technique des Industries Mécaniques).

Il est subdivisé en plusieurs parties, et chaque partenaire en avait une à sa charge.

L'apport du centre des matériaux de l'Ecole des Mines de Paris (qui constitue le travail de ce mémoire de thèse) porte essentiellement sur la tenue mécanique de l'assemblage du matériau, réalisé par soudage laser. L'objectif spécifique est de mettre en place des outils numériques capables de transférer, dans un sens industriel, la conception d'une approche déterministe à une approche probabiliste, et de fournir des notions générales capables d'être employées comme une base de données pour différents types de matériaux et d'assemblage.

Le matériau de l'étude est un polyamide (PA6) renforcé par des fibres de verre continues, fourni sous forme de plaques unidirectionnelles (UD).

Le travail est divisé en trois principales parties qui sont réparties en 9 chapitres différents.

La première partie est consacrée à la connaissance du matériau et comporte deux chapitres qui permettent de déterminer le comportement du matériau à travers une approche multiéchelle.

Dans le deuxième chapitre, le comportement macroscopique global du composite est déterminé exclusivement par des essais de traction (échelle macroscopique). Il est défini par une matrice de rigidité isotrope transverse.

Le troisième chapitre est consacré à l'approche microscopique dans laquelle le matériau est étudié à l'échelle de la fibre. Une analyse de l'influence des fluctuations locales (arrangement spatial des fibres et fraction volumique) sur les propriétés physiques du composite est effectuée et a mis en évidence l'importance du volume élémentaire représentatif (VER) pour cette classe de matériaux. Les propriétés effectives du VER sont comparées aux valeurs déterminées par l'approche macroscopique et une bonne corrélation est obtenue. Bien que n'étant appliquée que sur le composite de base, l'objectif, *in fine*, de cette démarche multiéchelle est de pouvoir estimer les caractéristiques mécaniques de l'assemblage à travers les fluctuations de la microstructure du joint soudé.

Cette première étape est importante car le matériau de base constitue le principal environnement du joint soudé sur lequel il a potentiellement une influence. Une mauvaise caractérisation de son comportement entraînera sans doute une mauvaise modélisation autour du joint soudé, et donc de l'assemblage.

La seconde partie est consacrée à l'assemblage du matériau par soudage laser ainsi que la caractérisation et la modélisation de son comportement. Elle constitue le principal défi de ce travail, tant dans la démarche que par les résultats attendus sur des joints soudés dont la profondeur est autour de 500 μm en moyenne. Elle comporte quatre chapitres.

Le quatrième chapitre concerne la soudabilité du matériau par faisceau laser, et constitue le premier enjeu de notre démarche. Cette soudabilité est tributaire de la nature de la matrice, ainsi que de celle des fibres, de leurs tailles et de leur arrangement spatial au sein de la microstructure. On peut ainsi améliorer la qualité du soudage en choisissant bien le sens de passage du faisceau laser par rapport à l'orientation des fibres (parallèle ou perpendiculaire).

Dans le cinquième chapitre, le comportement mécanique du joint soudé est déterminé au moyen du dispositif Arcan-Mines qui permet de solliciter l'assemblage dans plusieurs directions (traction, cisaillement, sollicitations mixtes), pour prendre en compte l'effet de la pression hydrostatique, vu l'état de confinement du joint soudé. On note alors l'inadéquation des éprouvettes de type simple-recouvrement dont les résultats ne sont pas toujours exploitables en termes de dimensionnement de structures assemblées. Les travaux de ce chapitre ont été, de loin, les plus longs et les plus fastidieux à cause de la préparation des échantillons qui doivent être collés sur des substrats métalliques avant d'être montés dans le

dispositif Arcan-Mines. Une attention particulière est donc portée sur les différentes étapes du collage (sablage, dégraissage, flammage...) et de la manipulation du dispositif Arcan-Mines pour ne pas provoquer la rupture de l'assemblage avant même le début de l'essai.

Une fois que le comportement du joint soudé est bien caractérisé, le sixième chapitre traite de la modélisation par le critère de Drucker-Prager généralisé. Les paramètres du modèle sont déterminés par une méthode inverse tandis que les coefficients de la partie élastique sont entièrement caractérisés par une méthode analytique basée sur quelques hypothèses simplificatrices.

Le septième chapitre est consacré à la validation du modèle de comportement. Cette validation est effectuée sur des éprouvettes de type simple-recouvrement et sur un raidisseur. Une fois qu'il est possible de prévoir l'état de sollicitation de l'assemblage au sein du joint soudé (à travers le modèle de comportement), il est alors possible de calculer par simulation numérique sa probabilité de rupture. C'est l'objet de la troisième partie du mémoire. Des tests par émission acoustique nous ont permis de considérer l'hypothèse de l'existence d'un maillon faible qui serait à l'origine de la rupture finale de l'assemblage. Les aspects statistiques de la rupture sont modélisés par le modèle de Weibull et les paramètres sont déterminés pour chaque direction de sollicitation (0° , 30° , 60° , 90°). Un critère de rupture basé sur le premier et le second invariant du tenseur des contraintes est ensuite déterminé. Il permet de prévoir la ruine de l'assemblage connaissant la sollicitation appliquée et l'état des contraintes locales.

PARTIE I : Caractérisation mécanique et microstructurale du composite

A la connaissance du matériau...

Chapitre 2

2 Caractérisation mécanique du matériau

La réussite de la démarche globale de ce document passe d'abord par une connaissance précise de notre matériau ainsi que de ses caractéristiques mécaniques. Par conséquent son comportement doit être connu pour que la seule inconnue à déterminer et à modéliser au niveau de l'assemblage soit le comportement mécanique du joint soudé.

En outre, la connaissance du composite permettra ensuite d'émettre des hypothèses simplificatrices sur certains paramètres inaccessibles du joint soudé (comme les coefficients de Poisson, par exemple).

Après des prélèvements d'éprouvettes dans plusieurs directions différentes, le comportement mécanique du composite a essentiellement été déterminé par des essais de traction. Ce comportement, élastique linéaire, est modélisé par une matrice de rigidité isotrope transverse. Ces résultats macroscopiques seront comparés à ceux obtenus par une approche microscopique, présentée dans le chapitre suivant.

2-1 Présentation du matériau

Le matériau de l'étude est un composite constitué de polyamide (PA6) renforcé par des fibres de verre continues. Il est basé sur un mélange intime des fibres et de la matrice. On peut ainsi fabriquer des composites à fibres courtes, fibres longues ou fibres continues. On parle de fibres courtes pour des dimensions de 200 à 600 μm de longueur, de fibres longues pour des dimensions de 1000 à 12000 μm de longueur et de fibres continues pour plusieurs millimètres de longueur.

Le matériau de l'étude est fabriqué par thermoformage où des couches unidirectionnelles sont superposées, à une température de 300° C sous une pression de 5 bars pendant 3 minutes. Nous avons reçu des plaques unidirectionnelles (Figure 2-1) de dimension 300x300x 2,4 mm³.

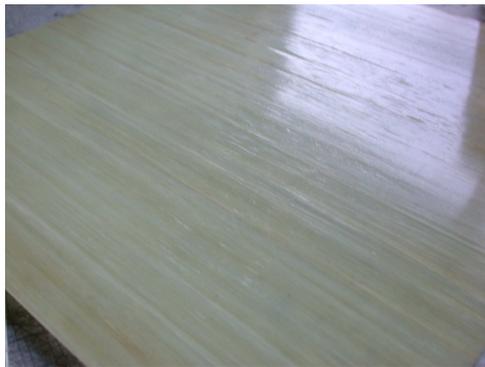


Figure 2-1. Plaque unidirectionnelle du composite.

Dans ce qui suit, nous allons donner un aperçu des constituants (PA6 + Fibres de verre) du composite.

2-1-1 Le PA6

Le PA6 qui est de la famille des polyamides aliphatiques cristallins fût d'abord découvert sous forme filable en 1937 en Allemagne et aux Etats Unis. La pénurie de soie indispensable à certaines applications militaires (toile de parachute et renfort de pneus d'avion) a accéléré son développement industriel lors de la seconde guerre mondiale [GUE, Techniques de l'Ingénieur].

En octobre 1939 le PA6 commençait à être produit industriellement sous la marque *Nylon*. D'une manière générale, de nombreux additifs peuvent être ajoutés dans les polyamides afin d'optimiser certaines caractéristiques, telles que [GUE, Techniques de l'Ingénieur]:

- la résistance à l'oxydation à chaud et à l'exposition aux intempéries : antioxydants primaires et secondaires, absorbeurs UV et agents de type AES (amines à empêchement stérique) ;
- l'aptitude à être mis en forme : agents démoulants et agents lubrifiants internes ou externes;
- le comportement au feu : ignifugeants et retardateurs de combustion ;
- la résistance au fluage et la rigidité à chaud : fibres et charges renforçantes, agents nucléants, organiques et minéraux ;
- la souplesse : plastifiants et modifiants élastomères ;
- la résistance au choc : modifiants de type élastomère ;
- la rigidité, la résistance mécanique et la température de déformation sous charge : fibres de verre, de titanate, de carbone, de polyarylamide, de céramiques ;

- la stabilité dimensionnelle à chaud et le coefficient de dilatation thermique linéique, tout en limitant le gauchissement des objets moulés : charges minérales telles que, par exemple, billes de verre, silicates, carbonate de calcium ;
- le coefficient de frottement : poudres de graphite, de bronze, de disulfure de molybdène, de polytétrafluoroéthylène (PTFE) ;
- les propriétés électriques : poudres et fibres de carbone, fibres métalliques.

Outre la résistance aux huiles et aux graisses ainsi qu'aux alcools, le PA6 présente l'avantage d'être recyclable et surtout soudable par fusion. Il présente par ailleurs une mauvaise résistance aux acides. Il a une température de fusion de 215°C (en moyenne) et une température de transition vitreuse de 50°C. Sa masse volumique est de 1,13g.cm⁻³. Son élongation à la rupture peut atteindre jusqu'à 550%. Ce qui fait de lui un bon candidat pour des pièces obtenues par plusieurs procédés de fabrication (injection, extrusion, pultrusion, etc.).

2-1-2 Les fibres de verre

Les fibres de verre constituent le principal renfort pour les matériaux composites. Elles améliorent considérablement les propriétés physiques (mécaniques, électriques, acoustiques, optiques...). Elles sont plus particulièrement utilisées dans les produits de grande diffusion. L'obtention des caractéristiques maximales de la fibre suppose que l'on utilise une résine dont l'allongement à la rupture soit au moins 2 à 3 fois supérieur à celui de la fibre.

Le matériau de l'étude est renforcé par des fibres de type E (pour électrique). Elles représentent plus de 95 % du marché mondial des fibres de verre de renforcement. On distingue trois types de verre E au sens de la norme internationale ASTM (American Society for Testing and Materials) D578 :

- avec un taux de B₂O₃ (oxyde de bore) entre 5 et 10 % en masse pour des applications électroniques (par exemple le renfort des circuits imprimés) ou des applications aéronautiques,
- avec un taux de B₂O₃ inférieur à 5 % en masse pour des applications de renfort classiques des résines thermoplastiques ou thermodurcissables,
- sans B₂O₃ (communément appelés aussi verre E-CR, pour E Corrosion Résistant).

Les verres de type E pour les applications de renfort classiques ont une très bonne tenue à l'eau et aux solvants, et une tenue faible aux acides et aux bases. Elles ont une masse volumique de 2,55 g.cm⁻³ et présentent une température de fusion qui peut aller jusqu'à 1700°C (en fonction des composants ajoutés).

Ces données sur la fibre de verre sont issues de [BER et DAL, Techniques de l'Ingénieur].

2-2 Détermination de la fraction volumique

L'amélioration des propriétés physiques qu'apportent les fibres dans les matériaux composites est intrinsèquement liée à la manière dont elles sont disposées dans la microstructure, mais surtout à leur fraction volumique. En fonction du domaine d'utilisation, la fraction volumique peut varier de 3% (dans certaines applications liées au sport, par exemple) à 60% (dans le secteur de l'aéronautique, par exemple).

Pour déterminer la fraction volumique du composite, des échantillons de forme rectangulaire de dimensions différentes sont découpés dans les plaques puis pesés sur une balance de précision (Figure 2-2-b). Ce qui a permis d'obtenir leurs masse (Tableau 2-1). Connaissant

leurs dimensions (obtenues par simple mesure), nous déterminons la masse volumique de chaque échantillon dont la moyenne permet d'obtenir la masse volumique du composite (1,66 g.cm⁻³).

Tableau 2-1: Mesure de la masse volumique du composite

Echantillons	Volume (mm ³)	M (masse) (g)	ρ_c (masse volumique) (g.cm ⁻³)
1	2087,98	3,512	1,68
2	1338,67	2,251	1,68
3	818,85	1,383	1,69
4	830,12	1,343	1,62
5	583,89	1,004	1,72
6	1236,70	2,062	1,67
7	1011,09	1,681	1,66
8	2007,93	3,285	1,64
9	1042,27	1,731	1,66
10	1341,1	2,211	1,65
11	1222,86	2,002	1,64
12	1407,01	2,288	1,63
Moyenne			1,66

Après cette opération de mesure, les échantillons sont répartis aléatoirement dans 5 petites cuvettes en céramique puis placés dans un four à 500° C (Figure 2-2-a) pendant 1heure pour brûler par pyrolyse le polymère et obtenir uniquement les fibres de renforcement (Figure 2-2-c). Le contenu de chaque cuvette est pesé avant la pyrolyse. Ceci permet de calculer, après, la fraction massique des fibres (60%, tableau 2-2).

Tableau 2-2: Mesure de la fraction massique des fibres

Cuvettes en céramique	Poids avant la pyrolyse (g)	Poids après la pyrolyse (g)	Fraction massique (%)
1	7,135	4,3245	60,46
2	3,729	2,213	59,35
3	5,951	3,535	59,40
4	3,7305	2,2095	59,23
5	4,2075	2,593	61,63
Moyenne			60

Connaissant la fraction massique des fibres et les masses volumiques de la fibre et de la matrice, on détermine la fraction volumique des fibres dans le composite à travers l'équation 2-1. Cette fraction volumique est égale à 40%.

$$V_f = \frac{\frac{M_f}{M_c} \rho_m}{\rho_f - \left(\frac{M_f}{M_c}\right) (\rho_f - \rho_m)} \quad (2.1)$$

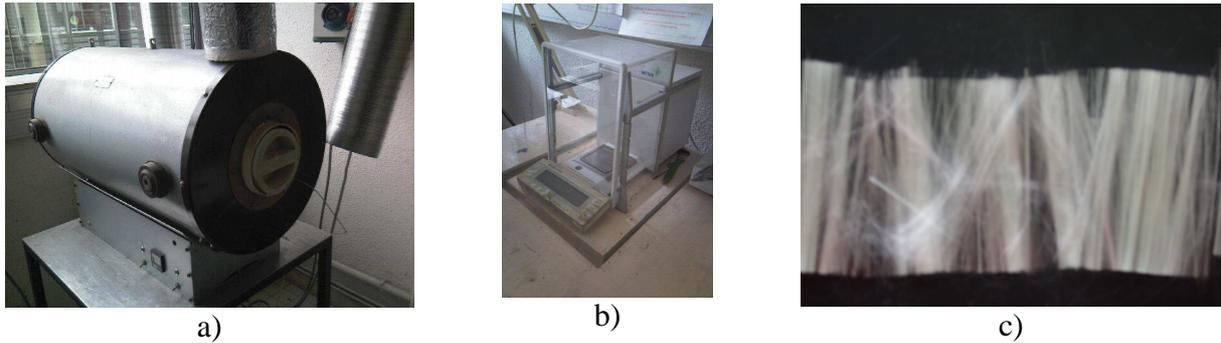


Figure 2-2 : a) four électrique à pyrolyse; b) balance numérique de précision; c) fibres de verre après pyrolyse.

En calculant la masse volumique théorique du composite par la loi des mélanges ($1,698 \text{ g.cm}^3$), on peut déterminer le taux de porosité au sein du composite (en divisant la valeur mesurée de la masse volumique ($1,66 \text{ g.cm}^3$) par la valeur théorique [BER, 1999]). Ce quotient est égal à 0,98. Ce qui donne un taux de porosité de 2%.

2-3 Caractérisation mécanique

Un composite unidirectionnel (avec des renforts filamentaires) est caractérisé par un comportement isotrope transverse [BER, 1999], [BUN et REN, 2005]. L'axe d'isotropie transverse est dans le sens des fibres et le comportement dans le domaine linéaire est défini par la connaissance de 5 coefficients d'élasticité : $(E_L, E_T, G_{LT}, \nu_{LT}, \nu_{TL})$ où E_L est le module longitudinal, E_T le module transverse, G_{LT} le module de cisaillement longitudinal, ν_{LT} le coefficient de Poisson longitudinal et ν_{TL} le coefficient de Poisson transverse.

Ce comportement est défini par la loi de Hooke, dans laquelle une relation linéaire est établie entre les contraintes et les déformations.

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \varepsilon_{kl} \quad \text{ou} \quad \varepsilon_{ij} = S_{ijkl} \sigma_{kl} \quad (2.2)$$

Où C_{ijkl} est la matrice de rigidité et S_{ijkl} la matrice de souplesse.

Des éprouvettes de dimension 25mm x 200mm sont prélevées dans les plaques unidirectionnelles (Figure 2-3). Cette dimension est assez grande pour homogénéiser les dispersions locales. Des talons en époxy d'une longueur de 60 mm sont collés aux bords des éprouvettes pour éviter d'y amorcer un endommagement à cause de l'effort de serrage. Ceci laisse une longueur utile de 80mm, suffisante pour placer les capteurs de déplacement, et être dans les conditions d'application du principe de Saint-Venant.



Figure 2-3. Eprouvettes d'essai pour la caractérisation mécanique du composite.

Les modules d'élasticité sont obtenus par des essais de traction quasi-statiques effectués sur une machine Instron, équipée d'une cellule de charge maximale de 10000 daN. Le pilotage se fait en déplacement de traverse. Deux capteurs permettent d'enregistrer les déplacements longitudinal et transversal (Figure 2-4). On peut ainsi déterminer les coefficients de Poisson du matériau.

Les 5 coefficients d'élasticité sont obtenus par 3 types d'essais de traction: essai de traction dans la direction parallèle aux fibres (pour les modules longitudinaux E_L et ν_{LT}); essai de traction perpendiculairement aux fibres (pour les modules transverses E_T et ν_{TL}), et essai de traction à 45° par rapport aux fibres (pour le module de cisaillement G_{LT}).

L'indice « R » indique la valeur à rupture de la propriété mesurée.

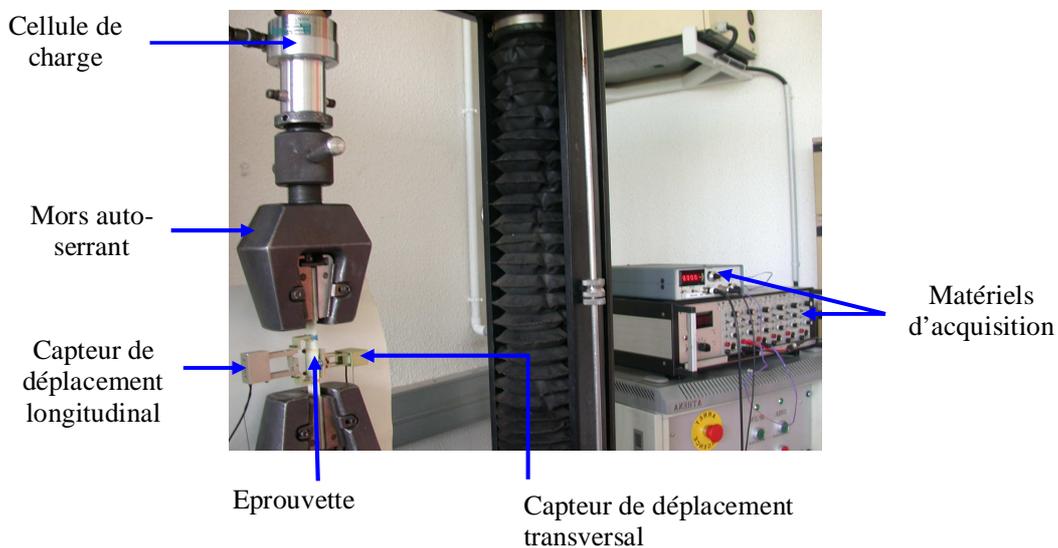


Figure 2-4. Dispositif de traction.

Les résultats des essais sont donnés ci-après :

2-3-1 Essais longitudinaux

Lors des essais longitudinaux d'un composite unidirectionnel, les efforts sont essentiellement supportés par les fibres. On retrouve alors un comportement élastique linéaire (Figure 2-5). On note également une faible variation au niveau des valeurs à rupture du composite car les fibres présentent, *à priori*, moins de défauts préjudiciables que la matrice.

La mesure du coefficient de Poisson étant, par ailleurs, un peu plus délicate n'a pu être obtenue sur un grand nombre d'éprouvettes. Un traitement statistique est alors impossible dans ce cas.

Le tableau 2.3 résume les résultats des essais de traction dans le sens longitudinal du composite.

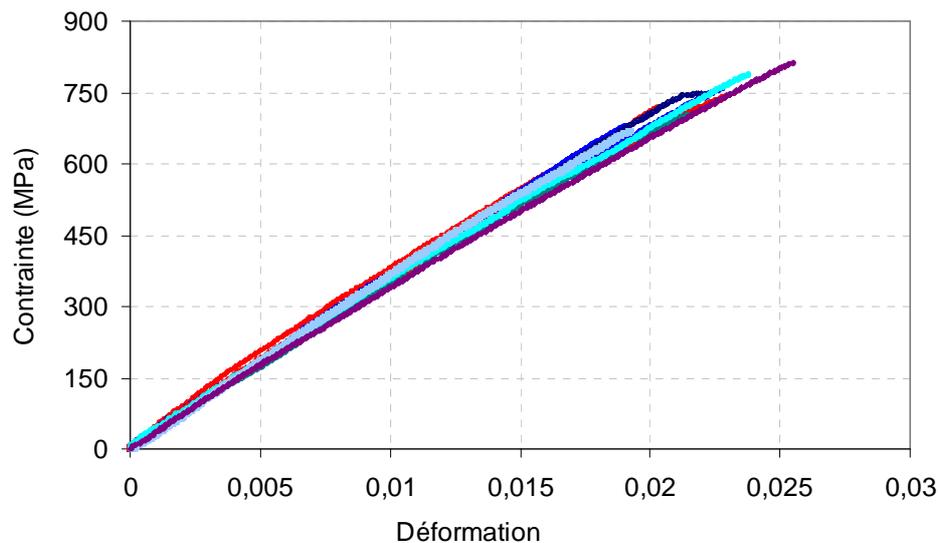


Figure 2-5. Essai de traction longitudinale

Tableau 2-3: Résultats des essais de traction longitudinale

Modules	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
E_L	35 <i>GPa</i>	3,40 %	[32,34 – 37,06] <i>GPa</i>
σ_R	762 <i>MPa</i>	4,05 %	[700 – 824] <i>MPa</i>
ϵ_R	2,35	5,71 %	[2,22 – 2,62]
ν_{LT}	0,34		

2-3-2 Essais de traction transversale

Pour les essais de traction transversale, la matrice est l'élément qui supporte essentiellement la charge. Ce qui explique le fait que la rupture intervient très tôt (avec une déformation à la rupture de 0,37% en moyenne, seulement), tout en présentant des fluctuations plus importantes que pour les essais longitudinaux. Cette rupture précoce intervient avant le début de la non-linéarité qui serait observé sur le comportement de la matrice sans renfort. Ce qui peut s'expliquer par le fait que l'interface fibre-matrice est potentiellement source d'endommagement et pourrait constituer par conséquent les maillons faibles au sein du composite, pour cette direction de sollicitation.

La même observation que précédemment sur le coefficient de Poisson est valable ici.

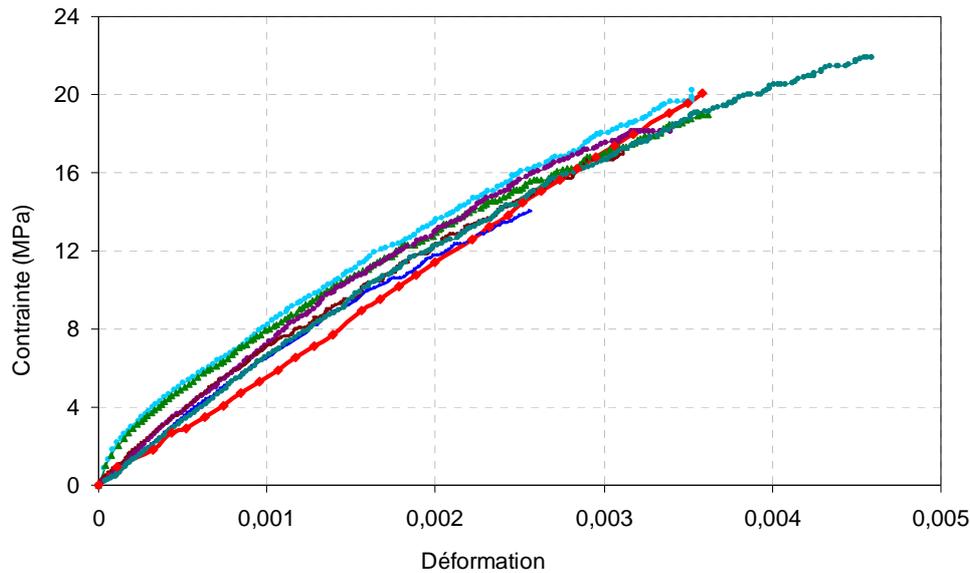


Figure 2-6. Essais de traction transversale

Tableau 2-4: Résultats des essais de traction transversale

Modules	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
E_T	6,54 <i>GPa</i>	6,03 %	[6,3 – 6,8] <i>GPa</i>
σ_R	19,33 <i>MPa</i>	7,94 %	[18,1 – 20,6] <i>MPa</i>
ε_R	0,37	13,9 %	[0,325 – 0,415]
ν_{TL}	0,065		

3-2-3 Modules de cisaillement

Les essais de traction effectués sur des éprouvettes prélevées à 45° par rapport à la direction des fibres permettent de déterminer les caractéristiques intermédiaires (entre le longitudinal et le transversal) du composite. A ce niveau les fibres et la matrice interviennent ensemble dans les propriétés finales du matériau. Ce qui explique des propriétés à rupture meilleures que dans le cas des essais transversaux et moins biens que dans le cas des essais longitudinaux. Le temps de rupture étant « repoussé » (par rapport aux essais transversaux) on peut donc observer un comportement non-linéaire qui peut être dû à la viscoplasticité de la matrice lors de la sollicitation.

On note, en revanche, des variations légèrement plus importantes.

Tableau 2-5: Résultats des essais de traction à 45°

Modules	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
E_{45}	5,26 <i>GPa</i>	7,53 %	[5,02 – 5,8] <i>GPa</i>
σ_R	38,61 <i>MPa</i>	11,07 %	[34,9 – 42,4] <i>MPa</i>
ϵ_R	1,24	13,11 %	[0,86 – 1,62]
G_{LT}	2,1 <i>GPa</i>	-	

Le module de cisaillement G_{LT} est obtenu à partir du module E_{45} et des modules longitudinaux et transverses, par l'équation 2.3 [BER, 1999].

$$\frac{1}{G_{LT}} = \frac{4}{E_{45}} - \frac{1}{E_L} - \frac{1}{E_T} + 2 \frac{\nu_{LT}}{E_L} \quad (2.3)$$

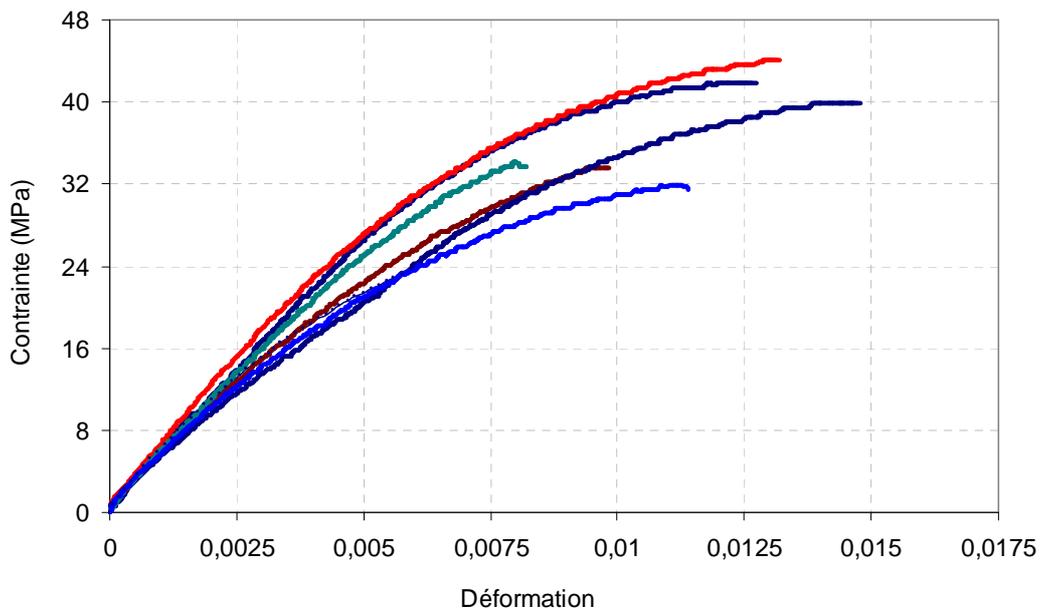


Figure 2-7. Essai de traction à 45°

Un résumé des dispersions de tous les modules est donné dans la figure 2-8. On remarque bien que les dispersions sont particulièrement plus prononcées au niveau des essais transverses (UD90°) et de cisaillement (UD45°), et de manière générale au niveau des déformations.

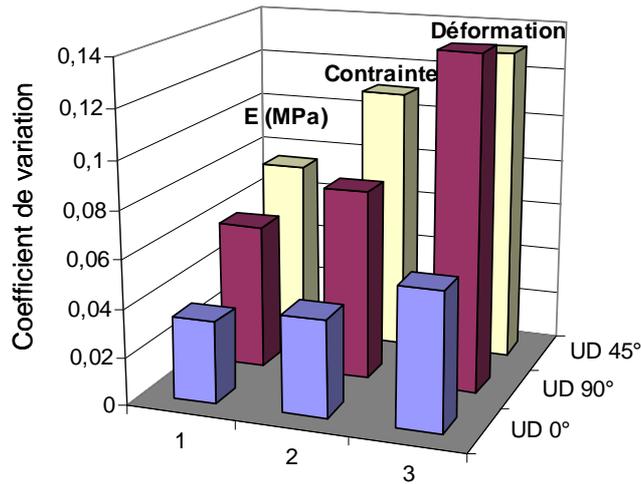


Figure 2-8. Variations globales des modules d'élasticité

Les résultats des essais permettent de déterminer la matrice de souplesse (Equation 2-4), dont l'inverse permet d'obtenir la matrice de rigidité du composite (Equations 2-5).

$$S_{ijkl} = \begin{bmatrix} 1/E_l & -\nu_{ll}/E_l & -\nu_{ll}/E_l & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{ll}/E_l & 1/E_l & -\nu_{ll}/E_l & 0 & 0 & 0 \\ -\nu_{ll}/E_l & -\nu_{ll}/E_l & 1/E_l & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1/G_{ll} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{ll} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1/G_{ll} \end{bmatrix} \quad (2.4)$$

$$C = \begin{bmatrix} C_{ll} & C_{lt} & C_{lt'} & 0 & 0 & 0 \\ C_{lt} & C_{tt} & C_{tt'} & 0 & 0 & 0 \\ C_{lt'} & C_{tt'} & C_{tt} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & G_{ll} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & G_{ll} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & G_{ll} \end{bmatrix} \quad (2.5)$$

$$C_{macro} = \begin{bmatrix} 38,39 & 4,84 & 4,84 & 0 & 0 & 0 \\ 4,84 & 9,00 & 4,81 & 0 & 0 & 0 \\ 4,84 & 4,81 & 9,00 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2,1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1,66 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1,66 \end{bmatrix} \text{ GPa}$$

On peut ainsi déterminer le module de compressibilité ($K_{macro} = (C_{tt} + C_{tt'})/2 = 6,91 GPa$) et les modules de cisaillement transverse ($G_{tt} = 2,1 GPa$) et longitudinal ($G_{tt} = 1,66 GPa$) du composite.

2-4 Conclusion

Le composite unidirectionnel est caractérisé par un comportement élastique isotrope transverse déterminé par des essais de traction dans ses directions caractéristiques ($0^\circ, 45^\circ, 90^\circ$).

La dispersion des modules et des paramètres à rupture du composite sont donnés par un coefficient de variation et un intervalle de confiance à 95%. On observe ainsi des variations des paramètres plus importantes dans les sollicitations à 90° et à 45° , probablement dues au fait que la matrice (qui est potentiellement source d'endommagement) est le principal élément sollicité au sein du composite.

Les valeurs moyennes des modules ont alors été calculées pour déterminer la matrice de souplesse dont l'inverse a permis d'obtenir la matrice de rigidité du composite.

Le module de compressibilité a été déterminé en fonction des composantes transverses de la matrice de rigidité.

Ces résultats permettront de comparer cette démarche (macroscopique) à la démarche multiéchelle (microscopique) qui fait l'objet du chapitre suivant.

Chapitre 3

3 Analyse et caractérisation microstructurale

L'analyse microscopique permet d'étudier la microstructure du composite ainsi que ses fluctuations afin de quantifier leur influence sur les propriétés physiques macroscopiques. Ces fluctuations jouent un rôle prépondérant dans la qualité et la tenue de l'assemblage.

Dans l'objectif d'étudier les fluctuations sur l'assemblage soudé, nous l'avons d'abord étudié sur le composite de base. Car, ayant déjà déterminé son comportement par l'approche macroscopique (chapitre précédent), il sera alors plus facile de valider la démarche microscopique effectuée sur sa microstructure en comparant les résultats des deux approches. Dans l'approche microscopique, le composite n'est plus considéré comme un seul ensemble indissociable. Il est plutôt considéré comme un domaine constitué d'entités physiques séparables. Ces entités sont les fibres et la matrice, et éventuellement les défauts dans la matrice.

Dans cette procédure, seules les fibres et la matrice sont prises en compte. Chaque point du milieu qui n'appartient pas au « domaine fibre » appartient nécessairement à la matrice.

Les fluctuations des hétérogénéités de la microstructure mettent en évidence l'importance de la notion du *volume élémentaire représentatif* (VER) dans l'étude de cette classe de matériau. En effet, on observe que ces hétérogénéités n'ont pas la même influence sur les caractéristiques mécaniques en fonction de la taille de l'image de la microstructure.

L'objectif de ce chapitre est d'utiliser l'approche multiéchelle pour déterminer le VER du composite ainsi que ses propriétés effectives par homogénéisation numérique. Ces propriétés effectives concerneront les modules élastiques, la conductivité thermique et la fraction volumique. Des outils morphologiques et statistiques sont utilisés pour prendre en compte les fluctuations et la précision des mesures. Ces propriétés effectives seront comparées aux valeurs expérimentales déterminées précédemment.

Dans un premier temps, des échantillons sont découpés aléatoirement dans les plaques. Ils sont polis puis observés au MEB (Microscope électronique à balayage) pour la caractérisation de la microstructure. L'analyse d'images est effectuée au moyen du logiciel MICROMORPH, développé par le *Centre de Morphologie mathématique* de l'Ecole des Mines de Paris.

Dans ce chapitre, le terme volumique est remplacé par surfacique (pour la fraction volumique notamment) car les analyses sont effectuées en 2D et les calculs par élément finis en déformations planes.

Cette démarche sur le composite a montré une bonne corrélation entre les résultats mécaniques déterminés par les méthodes macroscopique et microscopique. On pourra ainsi faire de la prédiction sur le comportement mécanique du composite connaissant les fluctuations locale de sa microstructure. Ce qui permet un gain de temps très important en réduisant le nombre d'essais de caractérisation dans la phase de conception des structures à base de composites.

3-1 Analyse microstructurale

La caractérisation d'un milieu aléatoire repose sur des critères de mesures morphologiques. Ces critères sont basés sur la stéréologie (mesure de la fraction surfacique, mesure de l'aire d'un objet dans un domaine,...) la taille de la distribution (2D, 3D), la distribution dans l'espace (clusters, anisotropie...) et la connectivité. Le principe de cette mesure est basé sur deux étapes [SER, 1982]: transformation morphologique, appliquée à la structure et mesure des objets, contenus dans la structure transformée.

La réalisation de ces étapes nécessite des outils morphologiques bien adaptés, capables de donner les informations nécessaires sur la microstructure et la dispersion de ses constituants. Quelques outils morphologiques sont donnés dans les parties qui suivent.

3-1-1 La capacité de Choquet

Un milieu aléatoire binaire peut être caractérisé grâce à la capacité de Choquet [MAT, 1975]. Cette notion peut être physiquement interprétée par sa signification morphologique [JEU, 2002] qui stipule que pour caractériser un domaine A (fibres, dans notre cas) dans un espace E (composite = fibres + matrice), on peut considérer un sous-domaine B appartenant à E , et étudier les positions mutuelles de B et A en essayant de répondre aux deux questions suivantes :

- i) B , est-il disjoint de A ? ($B \cap A = \emptyset$) ?
- ii) B et A ne sont pas disjoints ? ($B \cap A \neq \emptyset$) ?

(3.1)

Pour l'espace euclidien R^3 , et B un point x , l'équation (3.1) devient :

- i) $x \notin A$
- ii) $x \in A$

(3.2)

En généralisant le processus à tous les points x_i du domaine, on distingue le domaine A (fibres) de son complémentaire A^c (matrice).

La capacité de Choquet $T(B)$ définie à partir de l'ensemble B pour l'ensemble A est donnée par la probabilité que B et A ne soient pas disjoints (Equation 3.3).

$$T(K) = P\{B \cap A \neq \emptyset\} = 1 - P\{B \subset A^c\} = 1 - Q(B) \quad (3.3)$$

3-1-2 La covariance

Sont dans R^n un vecteur \vec{h} de module h , d'origine 0 et de direction α . Considérons, dans ce cas, que l'élément structurant B est le segment $[0, h]$. On définit l'érosion d'un ensemble E par l'élément structurant B , l'ensemble des points communs à E et à son translaté par le vecteur \vec{h} (Equation 3.4).

$$E \ominus B = E \cap E_{-\vec{h}} = \{x \in R^n, x \in E \cap E_{-\vec{h}}\} \quad (3.4)$$

On appelle covariogramme géométrique de E , la mesure de Lebesgue de $E \cap E_{-\vec{h}}$, qu'on note :

$$\vec{K}(h) = K_\alpha(h) = Mes[E \cap E_{-\vec{h}}] = Mes[E \cap E_{\vec{h}}] \quad (3.5)$$

Lorsque l'objet d'étude est grand par rapport au masque de mesure, il est préférable de l'interpréter en termes d'ensemble fermé ou de fonction aléatoire stationnaire. Le covariogramme est alors remplacé par la covariance [SER, 2000].

Dans un cadre probabiliste, la covariance est définie comme étant la probabilité qu'un point $\{x\}$ et son translaté $\{x+h\}$ appartiennent au même domaine (Equation 3.6 et figure 3-1).

$$C(x, x+h) = P\{x \in A, x+h \in A\} \quad (3.6)$$

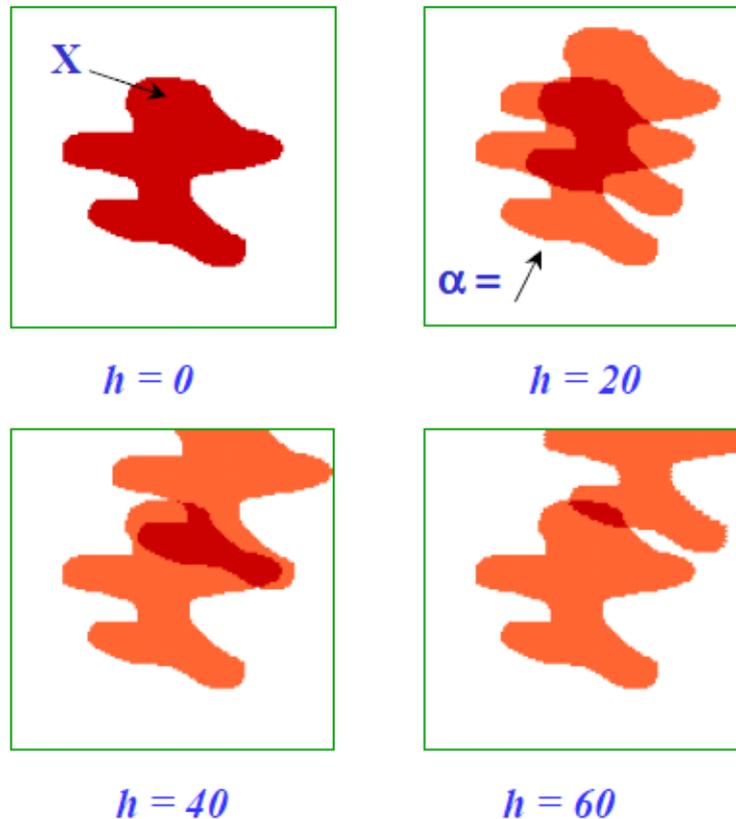


Figure 3-1. Illustration de la mesure de la covariance suivant la direction α en fonction de plusieurs valeurs de h [SER, 2000].

Lorsque la valeur de h est très grande ($h \rightarrow \infty$), le domaine E et son translaté deviennent indépendants. On dit que la propriété mesurée n'est plus corrélée. La valeur de h correspondante est appelée longueur de corrélation. Plus cette valeur est grande, plus il faut une taille plus grande de l'image pour être représentatif de la microstructure étudiée.

Par ailleurs, lorsque $h=0$ dans l'équation 3.6, on obtient la fraction volumique des éléments mesurés. En outre, la valeur à l'origine de la covariance est égale à la variance du processus [SER, 2000]. Dans le cas de la mesure de la fraction volumique F_v , cette variance est égale à :

$$C(0, \alpha) = F_v(1 - F_v) \quad (3.7)$$

Lorsqu'elle présente une périodicité (*pseudo*), la covariance indique une répétition des objets et la valeur de la période indique la distance entre ces objets. Ces objets peuvent paraître de manière séparée (Figure 3-2) ou sous forme de clusters (Figure 3-3).

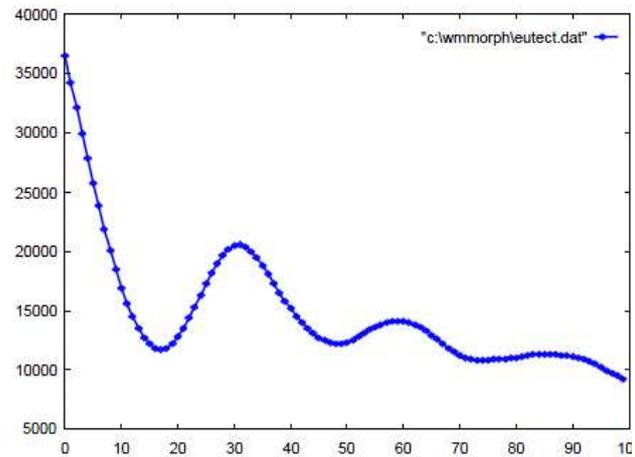
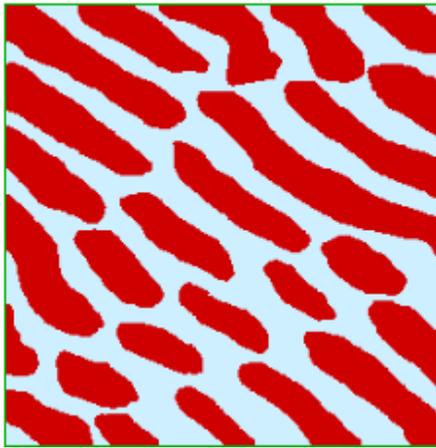


Figure 3-2. Mesure de la covariance dans une image comportant des objets (*pseudo*) périodiques [SER, 2000].

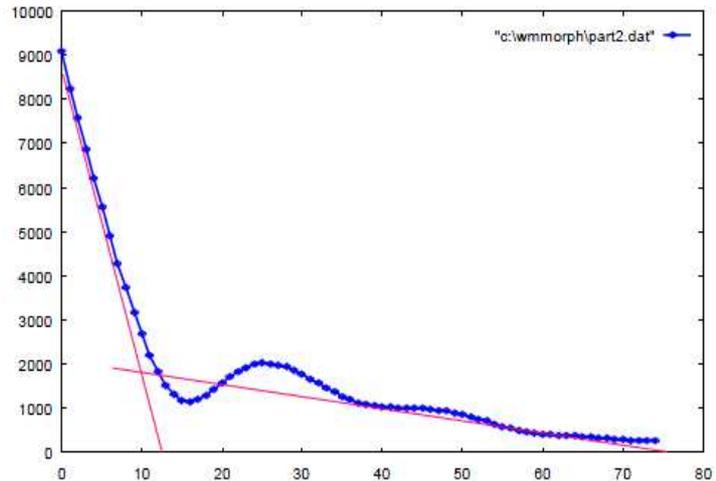
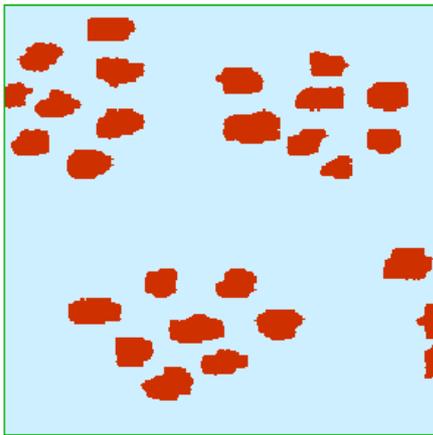


Figure 3-3. Mesure de la covariance dans une image comportant des clusters d'objets [SER, 2000].

Les valeurs de la tangente à l'origine indiquent le périmètre des objets de l'image. Pour les fibres de section circulaire, il s'agira du diamètre moyen.

La covariance fournit ainsi plusieurs informations relatives à la microstructure d'une image. De la répartition spatiale des constituants à leurs dimensions caractéristiques, en passant par l'anisotropie et la fraction surfacique.

3-1-3 La portée intégrale

La portée intégrale est une notion très importante pour l'étude statistique des microstructures hétérogènes [KAN *et al*, 2003]. Elle détermine une taille du domaine pour laquelle les paramètres mesurés ont une bonne représentativité statistique.

Dans un espace R^n , elle peut être décrite par:

$$A_n = \frac{1}{C(0) - C(0)^2} \int_{R^n} (C(h) - C(0)^2) dh \quad (3.8)$$

Où A_n est la portée intégrale et $C(h)$ la covariance.

3-2 Application au matériau de l'étude

La microstructure étudiée présente à l'échelle du pli, des dispersions marquées par des faisceaux de fibres (Figure 3-4) ainsi que des dispersions à l'échelle de la fibre, caractérisées par leur diamètre (Figure 3-5). On note également des zones relativement plus riches en résine que d'autres. Toutes ces dispersions doivent être prises en compte dans l'analyse microstructurale et écartent par conséquent l'idée de considérer une cellule comportant une seule fibre comme représentative du matériau.

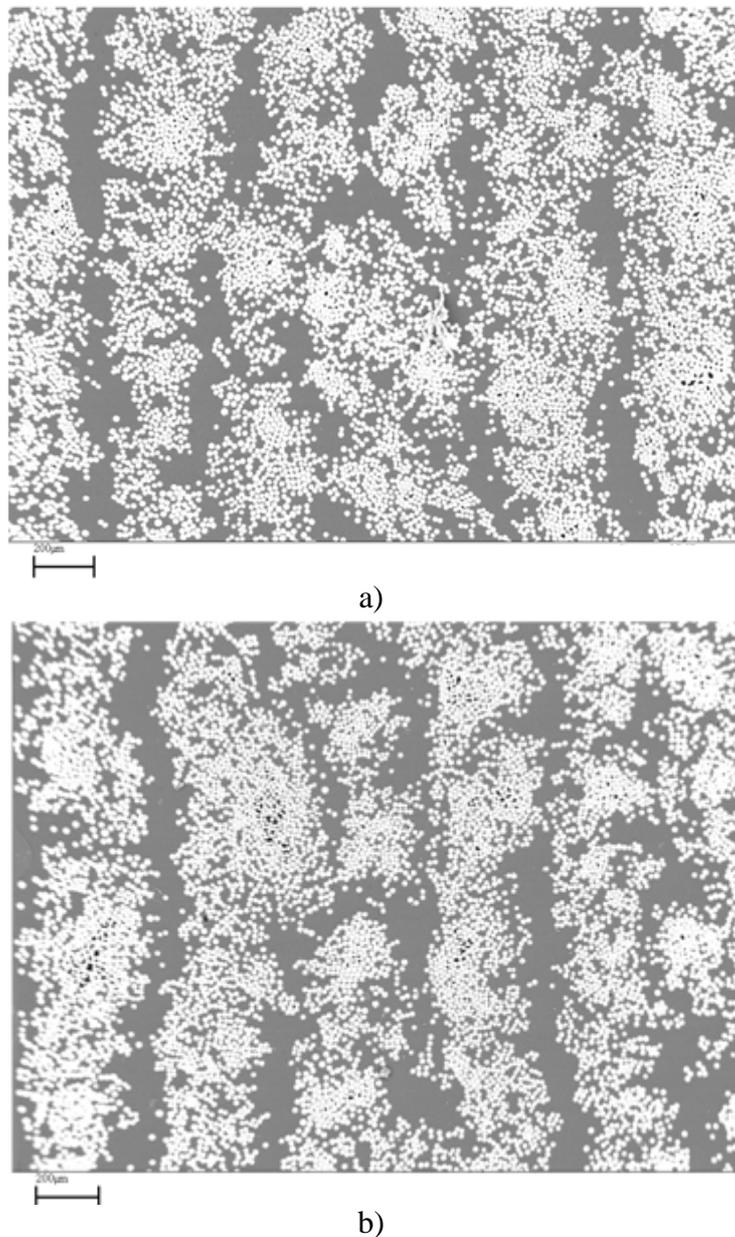


Figure 3-4. Microstructure (MEB) du composite à l'échelle du pli.

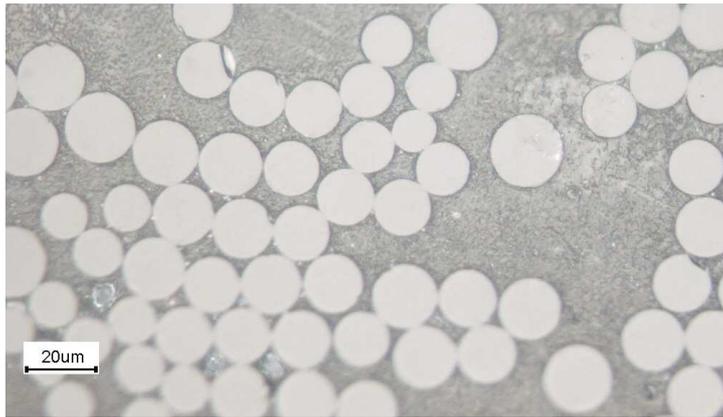


Figure 3-5. Microstructure (MEB) du composite à l'échelle de la fibre.

Ces images issues du MEB sont à niveau de gris (luminosité entre 0 et 255) avec une profondeur de 8 bits par pixel. La première transformation consiste à les rendre binaires. Pour cela, nous appliquons une opération de seuillage, via Micromorph, avec des valeurs de luminosité comprises entre 200 et 255, à travers la commande suivante :

Imthresh g1 200 255 b1

Cette commande (qui signifie *Image threshold* ou seuillage d'image) exécute le seuillage de l'image d'entrée g1 (qui doit être à niveaux de gris) dans l'image de sortie b1 (qui sera binaire). Un pixel de l'image de sortie recevra la valeur de 1 si la valeur du pixel correspondant de l'image d'entrée se trouve entre les deux seuils (200-255) ou est égale à l'un d'eux, et la valeur 0 sinon. Avec cette valeur du seuillage, l'intégralité de la matrice (y compris les défauts) est remplacée par le complémentaire des fibres dans la microstructure. On obtient alors le résultat suivant (Figure 3-6).

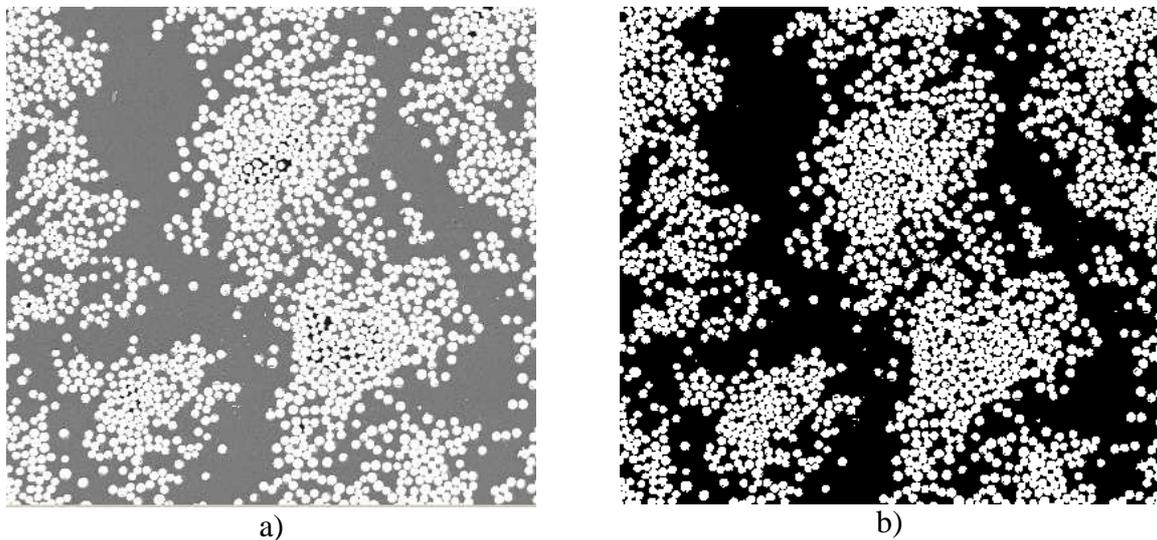


Figure 3-6. Transformation d'image à niveau de gris en image binaire

On se rend compte qu'après le polissage et les transformations morphologiques, les contours des fibres ne sont pas bien définis dans la microstructure (Figure 3-7-a). La séparation des fibres est effectuée par une procédure de segmentation en utilisant un squelette par zone d'influence géodésique des érodés ultimes, de sorte que chaque fibre soit entourée de matrice. (Fibre 3-7-b).

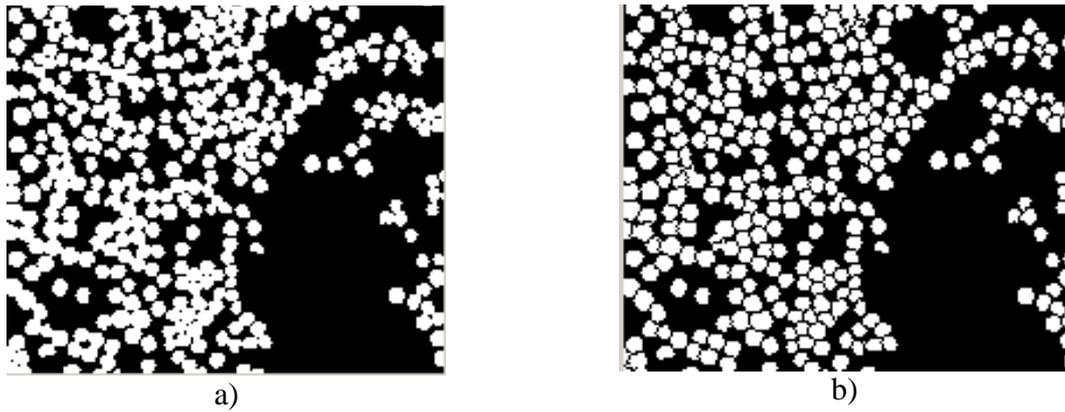


Figure 3-7. Segmentation d'image

Il faut cependant noter que cette procédure possède l'inconvénient de modifier la forme circulaire des fibres et de réduire la fraction surfacique d'environ 4%. C'est pour cela que la mesure du diamètre des fibres est effectuée avant. En revanche, la procédure est très utile pour toutes les analyses qui vont suivre sur la microstructure car elle permet de considérer chaque fibre comme étant un élément à part entière, plutôt que de considérer un cluster de fibres comme étant une fibre unique. Ce qui allait augmenter la rigidité mécanique lors de la simulation numérique.

Le repère de travail sur les images de la microstructure est donné sur la figure 3-8. L'axe 1 représente le sens horizontal de l'analyse et l'axe 2 le sens vertical.

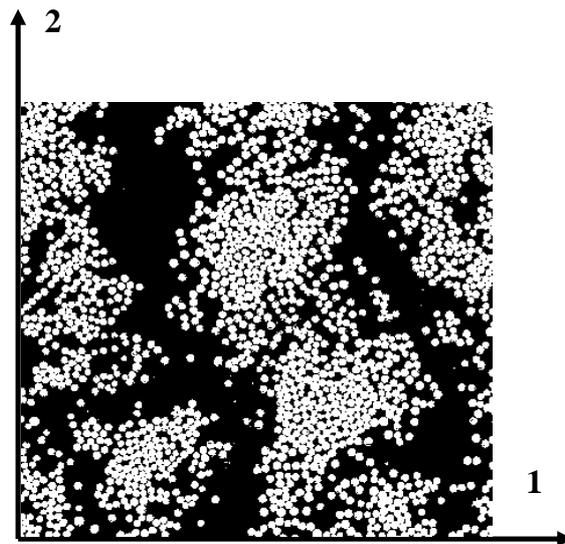


Figure 3-8. Repère de travail sur les images de la microstructure du matériau

Toutes ces transformations permettent d'appliquer les outils morphologiques et statistiques nécessaires à l'analyse de la microstructure du composite.

L'estimation de la covariance dans deux directions principales (horizontale et verticale) met en évidence l'anisotropie de la microstructure à l'échelle du pli (Figures 3-9 et 3-10). La fluctuation observée sur la figure 3-9 montre la périodicité des faisceaux de fibres dans la direction horizontale.

En considérant $h = 0$ dans l'équation 3.6, on obtient la fraction surfacique des fibres, qui est de 40% (Figure 3-11).

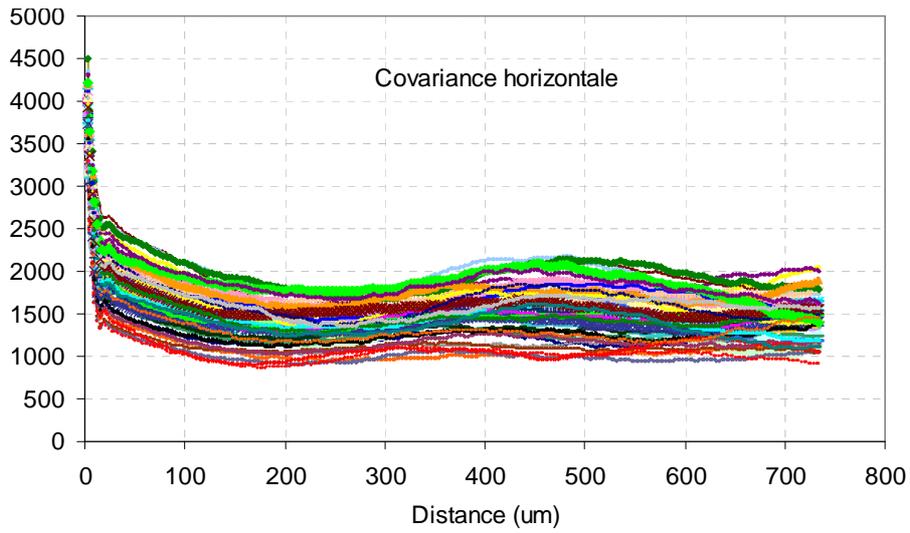


Figure 3-9. Covariances horizontales pour 100 images différentes de la microstructure.

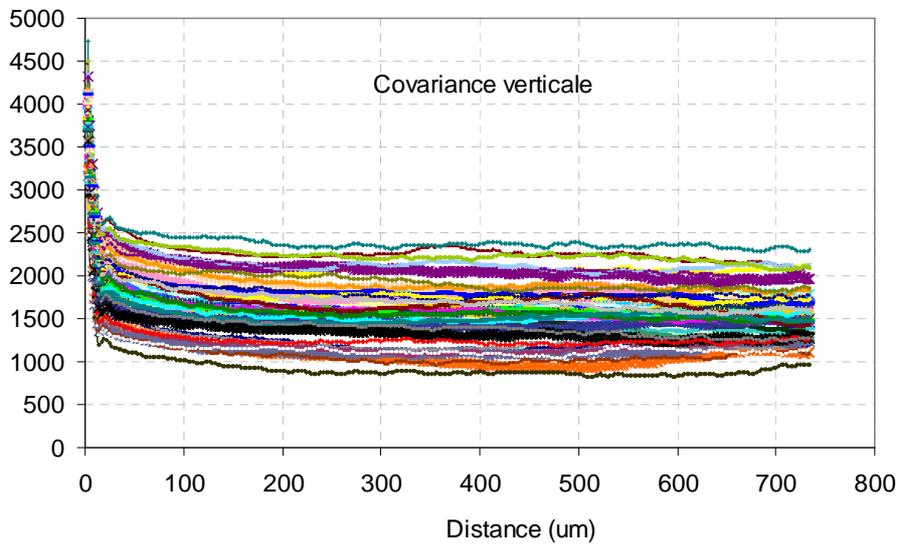


Figure 3-10. Covariances verticales pour 100 images différentes de la microstructure.

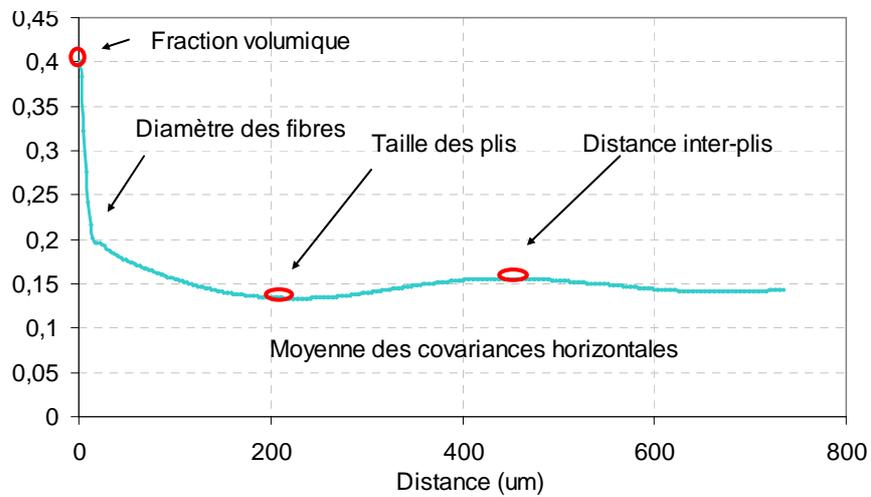


Figure 3-11. Moyenne des covariances Horizontales pour 100 images différentes de la microstructure

On observe l'existence de 3 points d'inflexion sur la courbe moyenne des covariances horizontales (Figure 3-11). L'abscisse du premier point d'inflexion donne le diamètre moyen des fibres (16 μm), tandis que celui du deuxième point donne la taille moyenne des plis (faisceaux de fibres) (232 μm). Enfin, l'abscisse du troisième point donne la distance moyenne séparant le centre des plis (439 μm). On déduit ainsi la distance moyenne des zones riches en résine (207 μm).

3-3 Analyse des fluctuations locales

3-3-1 Fluctuations de la fraction surfacique des fibres

Pour déterminer les fluctuations de la fraction surfacique des fibres, 100 images réparties en 10 tailles différentes (50, 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450, 600 pixels) sont prises aléatoirement dans la microstructure (Figure 3-12).

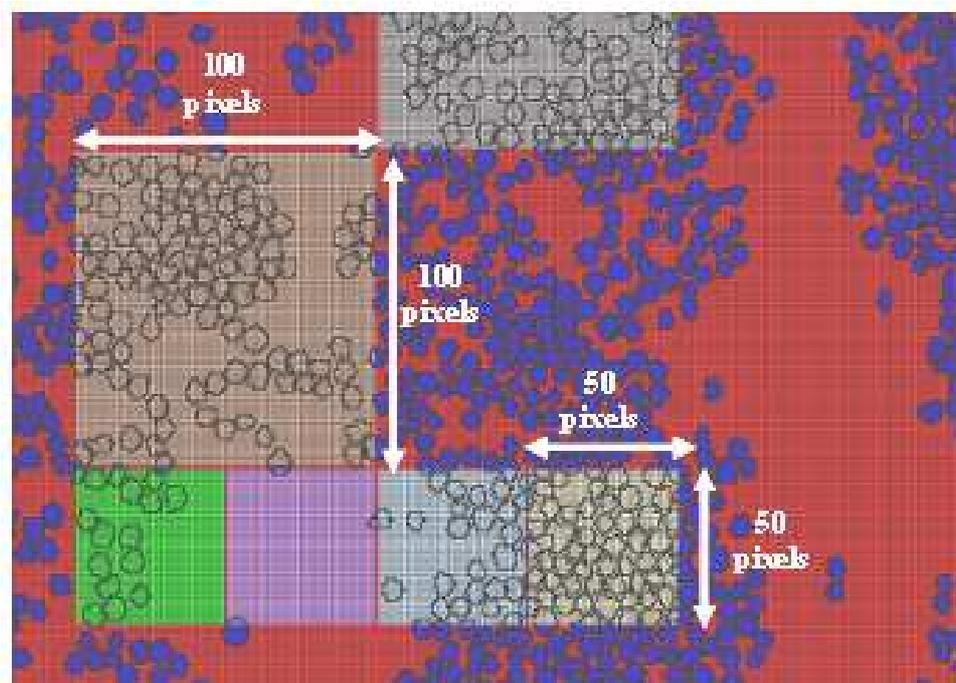


Figure 3-12. Prises d'images pour la détermination de la fraction surfacique

On observe que la fraction surfacique ne dépend pas de la taille de l'image (à condition d'utiliser plusieurs images pour les petites tailles) et que la variance ainsi que l'intervalle de confiance diminuent lorsque la taille augmente [KAN *et al*, 2003], (Figures 3-13 et 3-14). La fraction surfacique moyenne est de 40% (Figure 3-13 et tableau 3-1).

Tableau 3-1: Mesure de la fraction surfacique par analyse d'images

	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
Fraction surfacique	40 %	9,93 %	[39,02 – 40,98] %

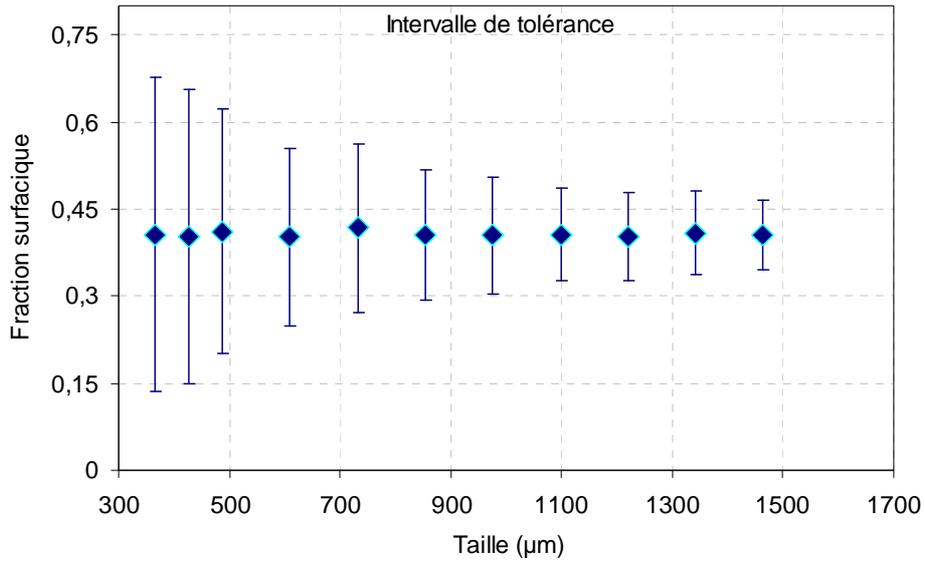


Figure 3-13. Fraction surfacique en fonction de la taille de l'image.

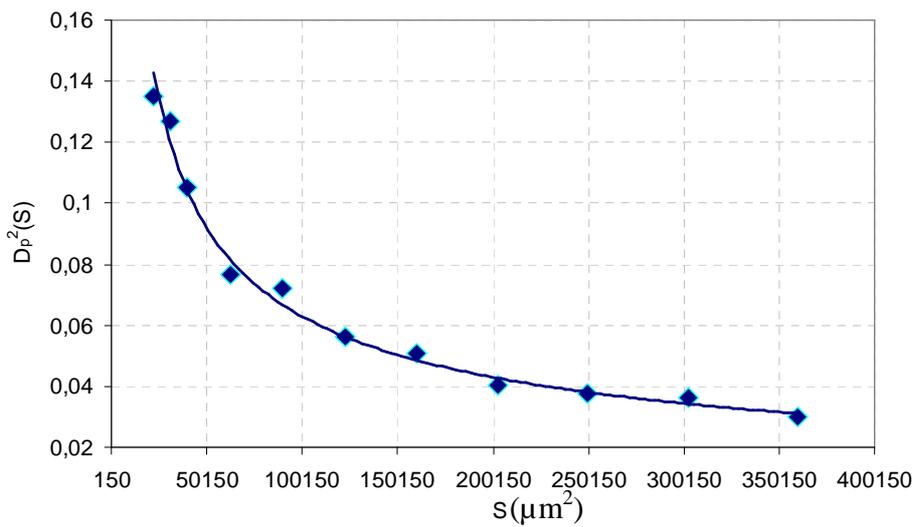


Figure 3-14. Variance de la fraction surfacique

3-3-2 Fluctuation de la taille des fibres

Pour étudier les fluctuations liées à la taille des fibres, 3 images de taille 600x600 pixels ($1464 \times 1464 \mu\text{m}^2$) sont prélevées aléatoirement dans la microstructure du matériau. Après avoir appliqué une opération de segmentation, nous utilisons un programme script sur Matlab qui permet de calculer le nombre de fibres dans chaque microstructure, ainsi que leurs diamètres. Les 3 images de l'analyse contiennent plus de 11 000 fibres. Les fluctuations ont permis de déterminer un coefficient de variation et un intervalle de confiance à 95%. Les résultats sont donnés dans le tableau 3-2.

Tableau 3-2. Dispersion autour de la taille des fibres

	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
Diamètre des fibres	16 μm	12,37 %	[15,86 – 16,4] %

La même procédure est appliquée sur 100 images différentes réparties en 10 tailles pour déterminer le nombre de fibres en fonction de la taille de l'image. On observe alors une relation linéaire (Equation 3.9 et Figure 3-15).

$$N_f = 0,0107 S \quad (3.9)$$

Où N_f est le nombre de fibres, S la taille de l'image et $D = 0,0107$ la densité de fibres par unité de surface.

En outre, l'équation 3.9 permet de déterminer analytiquement le diamètre moyen des fibres, à partir de l'expression analytique de la fraction surfacique donnée dans l'équation 3.10.

$$A_A = \frac{N_f (\pi R_f^2)}{S} \quad (3.10)$$

Par la méthode analytique, on trouve un diamètre moyen des fibres qui est de 16,83 μm . Cette valeur est très proche de celle donnée par l'analyse d'images (Tableau 3-2).

Toutes ces fluctuations peuvent être à l'origine de fortes hétérogénéités dans le comportement global du composite ou de l'assemblage soudé, et doivent être prises en compte si on veut faire de la prédiction par une approche multiéchelle.

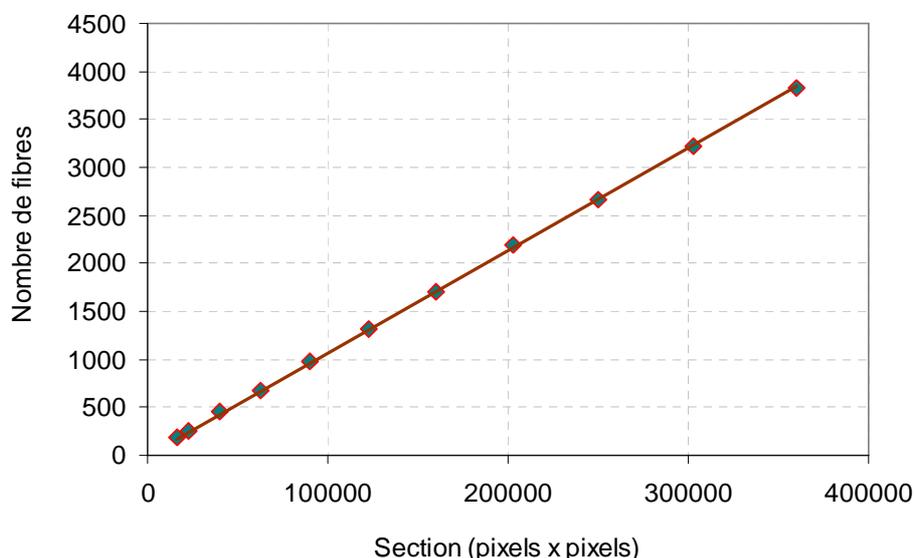


Figure 3-15. Nombre de fibres en fonction de la taille de l'image

3-4 Caractérisation microstructurale

La caractérisation microstructurale d'un matériau hétérogène permet de déterminer ses propriétés effectives à partir des informations liées à sa microstructure. En effet, à défaut de pouvoir modéliser l'intégralité de la microstructure d'un matériau, cette caractérisation permet d'effectuer des analyses locales (à l'échelle microscopique) pour déterminer un domaine

intermédiaire (échelle mésoscopique) qui permet d'estimer les propriétés étudiées à l'échelle macroscopique. Cette procédure est communément appelée approche multiéchelle et le domaine intermédiaire est connu sous le nom de *volume élémentaire représentatif* (VER) [HIL, 1963]. Les propriétés mesurées dans ce domaine sont appelées *propriétés effectives* [HUE, 1990]. Et lorsque le domaine est inférieur au VER on parle de *propriétés apparentes* [HUE, 1990].

Le passage entre l'approche multiéchelle et la détermination du VER se fait par la technique d'homogénéisation, qui consiste à faire une moyenne des champs locaux dans le domaine étudié. Le VER est donc l'élément central de la caractérisation microstructurale d'un matériau hétérogène. Sa notion reste alors intrinsèquement liée à celle de l'homogénéisation.

Le but de cette section est de déterminer le VER du composite pour chaque propriété étudiée (modules d'élasticité, conductivité thermique, fraction surfacique). Ce VER dépend des propriétés des constituants, des fluctuations de la microstructure et d'une certaine précision que l'on souhaite obtenir. Les outils morphologiques et statistiques précédemment présentés sont alors utilisés. Par homogénéisation numérique, les propriétés effectives du VER sont déterminées, et seront comparées aux valeurs expérimentales.

3-4-1 Homogénéisation

L'homogénéisation d'un milieu hétérogène consiste à déterminer un milieu homogène équivalent (MHE), après avoir moyenné les fluctuations locales (Figure 3-16) [TOR, 1991], [LUK *et al*, 1995], [NEM et HOR, 1999], [ZEM, 2003], [DOG et OUA, 2003], [PIE *et al*, 2004], [DOG et FRI, 2005] [DOG et TIN, 2005], [PIE et DOG, 2006],.

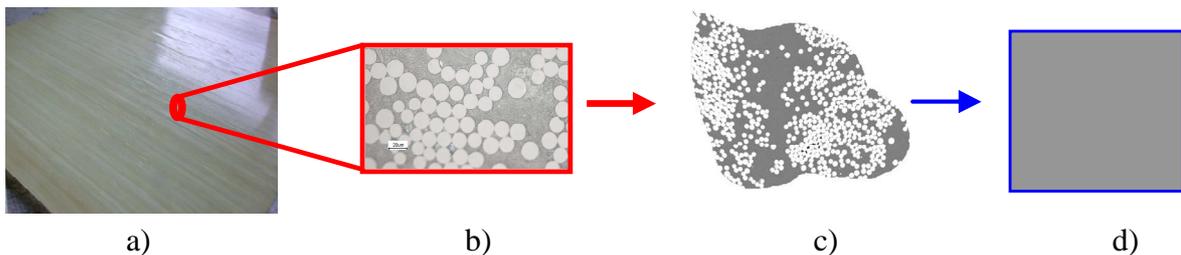


Figure 3-16. Homogénéisation ; a) Echelle macroscopique, b) Echelle microscopique, c) Echelle mésoscopique, d) MHE

On distingue plusieurs méthodes qui se répartissent globalement en deux grandes classes : les bornes et estimations qui sont basées sur des approches analytiques et semi-analytiques, et la méthode des éléments finis. Cette dernière méthode permet d'obtenir de meilleurs résultats. Elle a cependant l'inconvénient d'être prohibitive en termes de temps CPU et de moyens matériels adéquats au processus de préparation et de maillage des microstructures. Les difficultés augmentent en cas de la prise en compte de la non-linéarité de la matrice.

Cependant, cette dernière décennie a connu un large progrès en termes d'homogénéisation par la MEF en prenant en compte le comportement élasto-visco-plastique de la matrice, concernant les composites renforcés de fibres courtes et longues [DOG et OUA, 2003], [PIE *et al*, 2004], [DOG et FRI, 2005] [DOG et TIN, 2005], [PIE et DOG, 2006], [AUS, 2007]. Ce qui permet de faire de meilleures prédictions du comportement macroscopique des structures à partir du VER de la microstructure.

Dans cette étude, l'approche par éléments finis (MEF) et la méthode d'approximation par les bornes seront abordées. Dans les deux cas, l'influence des conditions aux limites sur les propriétés mesurées sont mises en évidence.

3-4-1-1 Homogénéisation par la MEF

Le développement de nouveaux logiciels ainsi que d'outils adaptés pour l'étude et l'analyse des microstructures ont permis de mieux appréhender l'homogénéisation par la méthode des éléments finis (MEF). En intégrant les hétérogénéités de la microstructure, la MEF s'avère être plus efficace pour obtenir la solution exacte.

Dans la présente procédure, le maillage est effectué avec le logiciel AVIZO (Figure 3-17-a). Ce maillage est très chargé, car chaque pixel est maillé par un élément.

Pour rendre les calculs moins longs, ce maillage est optimisé à travers un mailleur appelé YAMS, qui est implémenté dans le code de calcul Zebulon (développé par l'Ecole des Mines de Paris et l'ONERA),

(Figure 3-17-b).

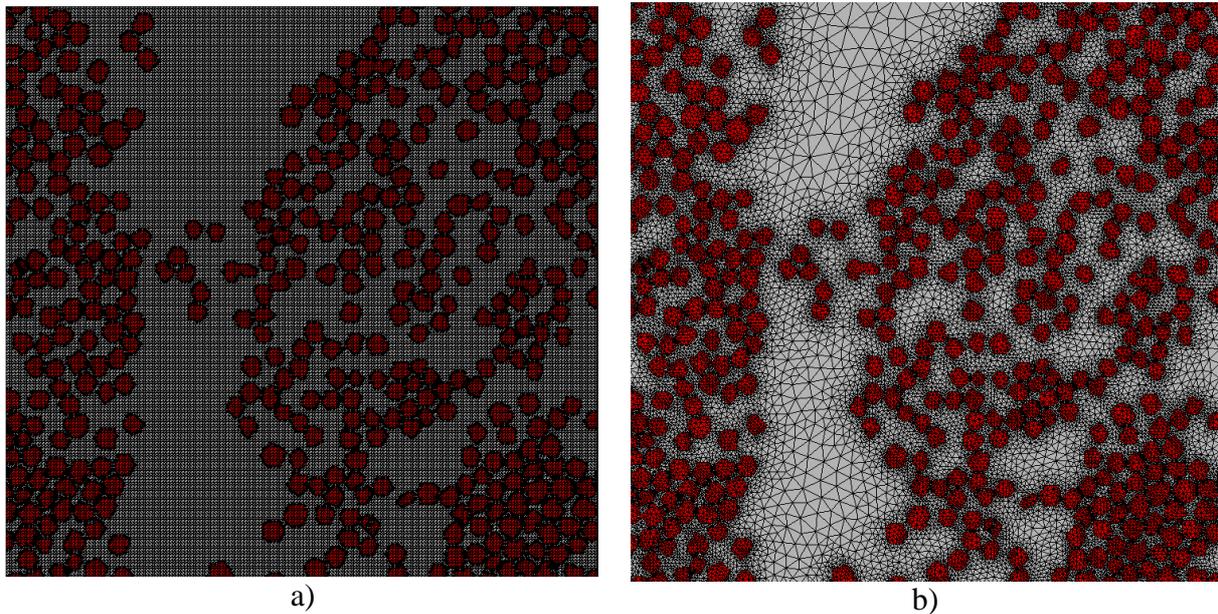


Figure 3-17. Maillages de la microstructure pour les calculs par éléments finis.

Pour obtenir ce raffinement, on indique une taille inférieure et supérieure ainsi qu'une valeur de tolérance dans le programme script de YAMS. Ces paramètres sont ajustables en fonction du degré de la qualité du maillage souhaitée.

La figure 3-18 donne un aperçu de la préparation du maillage de la microstructure.

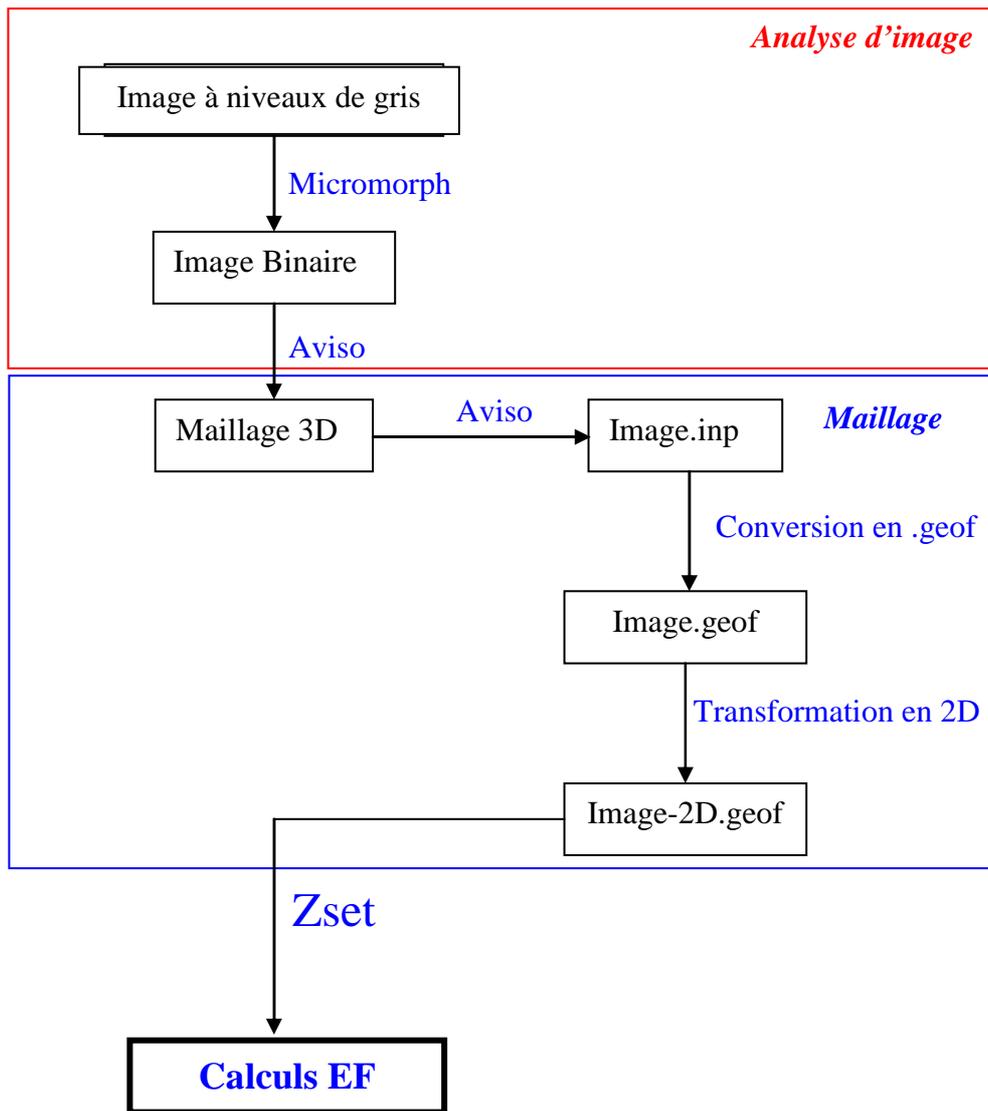


Figure 3-18. Préparation et processus de maillage des microstructures

Les calculs seront effectués dans les conditions de déformation plane. Ceci permet de travailler dans le plan de la section des fibres, tout en considérant que la longueur des fibres est infinie. Les fibres et la matrice sont supposées avoir un comportement isotrope élastique linéaire.

Les propriétés physiques qui seront étudiées par la MEF sont résumées dans le tableau 3-3.

Tableau 3-3. Propriétés physiques étudiées

Problèmes Physiques	Propriétés physiques étudiées		Propriétés mesurées
	Flux	Champs mesurés	
Conduction de chaleur	Flux de chaleur	Gradient de température	Conductivité thermique
Elasticité	Contrainte/Déformation	Déformation/Contrainte	Modules d'élasticité

Pour chaque propriété, 100 images de la microstructure réparties en 10 tailles différentes (50, 100, 150, 200, 250, 300, 350, 400, 450, 600 pixels de côté) sont analysées. Des conditions

aux limites spécifiques à l'homogénéisation sont nécessaires pour effectuer les calculs par éléments finis et déterminer les valeurs apparentes et effectives des propriétés mesurées. Les calculs thermiques sont effectués en régime stationnaire. Un gradient de température uniforme (GTU) est imposé aux contours des images (Equation 3.11). Ainsi, la conductivité thermique est déterminée en étudiant le flux thermique au sein de la microstructure, à travers la loi de Fourier (Equation 3.12).

$$T = \underline{G} \cdot \underline{x} \quad \forall \underline{x} \in \partial V \quad (3.11)$$

$$q_{ij} = -\lambda_{ij} \nabla T \quad (3.12)$$

Où q est le flux de chaleur, ∇T le gradient de température et λ le tenseur de la conductivité thermique.

Le flux de chaleur moyen est obtenu en moyennant les champs locaux dans la microstructure (Equation 3.13).

$$\underline{Q} = \frac{1}{V} \int_V \underline{q} dV \quad (3.13)$$

En ce qui concerne les propriétés d'élasticité, on impose les déformations $\varepsilon = \langle 1, 1, 0 \rangle$ et $\varepsilon' = \langle 1, -1, 0 \rangle$ aux contours des images pour calculer, respectivement, le module de compressibilité et le module de cisaillement par $\langle \sigma_{22} \rangle / 2$ et (respectivement) par $-\langle \sigma_{22} \rangle / 2$.

Ces déformations sont homogènes aux contours et permettent d'appliquer un déplacement au niveau de chaque point (Equation 3.14). Elles sont appelées KUBC (Kinematic Uniform Boundary Conditions).

$$\underline{u} = \underline{E} \cdot \underline{x} \quad \forall \underline{x} \in \partial V \quad (3.14)$$

Ainsi, il devient possible de déterminer le champ moyen de contrainte dans la microstructure étudiée (Equation 3-15).

$$\underline{\Sigma} = \left\langle \underline{\sigma} \right\rangle = \frac{1}{V} \int_V \underline{\sigma} dV \quad (3.15)$$

Il faut noter, cependant, qu'il existe d'autres conditions aux limites autres que les KUBC qui sont utilisées pour l'homogénéisation des propriétés élastiques des milieux hétérogènes. Il s'agit notamment des conditions SUBC (Static Uniform Boundary Conditions), où une contrainte uniforme est imposée aux contours), des conditions périodiques et des conditions mixtes. En revanche, il a été démontré dans plusieurs travaux [JEU et OST, 2001], [KAN *et al*, 2003] que les conditions KUBC et SUBC permettent d'obtenir asymptotiquement les mêmes résultats, pourvu que les images soient assez grandes et statistiquement représentatives.

Dans ce travail, seules les conditions aux limites KUBC sont utilisées.

3-4-1-2 Homogénéisation par la méthode des bornes

Le principe de l'homogénéisation des propriétés d'un milieu aléatoire par la méthode des bornes est utilisé depuis plusieurs décennies [HAS et SHT, 1963]. Les bornes permettent d'encadrer les propriétés homogénéisées et de donner ainsi une estimation de leurs valeurs. Dans ce travail nous avons utilisés les bornes de Hashin-Shtrikman. Ce sont des bornes du

second ordre qui prennent en compte la fraction volumique des constituants et l'isotropie de la microstructure.

Pour un composite isotrope transverse avec un arrangement aléatoire des fibres (de forme circulaire), les bornes supérieure et inférieure de Hashin-Shtrikman en 2D sont données par les équations 3.16 et 3.17 pour le cisaillement transverse, 3.18 et 3.19 pour le module de compressibilité [BER, 1999]:

$$\mu_{23}^{H^+} = \mu_f + \frac{1 - F_v}{\frac{1}{\mu_m - \mu_f} + F_v \frac{K_f + 2\mu_f}{2\mu_f(K_f + \mu_f)}} \quad (3.16)$$

$$\mu_{23}^{H^-} = \mu_m + \frac{F_v}{\frac{1}{\mu_f - \mu_m} + (1 - F_v) \frac{K_m + 2\mu_m}{2\mu_m(K_m + \mu_m)}} \quad (3.17)$$

$$K^{H^+} = K_f + \frac{1 - F_v}{\frac{1}{K_m - K_f} + \frac{F_v}{(K_f + \mu_f)}} \quad (3.18)$$

$$K^{H^-} = K_m + \frac{F_v}{\frac{1}{K_f - K_m} + \frac{1 - F_v}{(K_m + \mu_m)}} \quad (3.19)$$

$$\text{Où } K_i = \frac{E_i}{3(1 - 2\nu_i)} \quad \mu_i = \frac{E_i}{2(1 + \nu_i)} \quad i = m, f$$

μ est le module de cisaillement, K le module de compressibilité, F_v la fraction volumique des fibres, E le module d'Young et ν le coefficient de Poisson.

Pour la conductivité thermique, les bornes de Hashin-Shtrikman en 2D sont données par les équations 3.20 et 3.21.

$$\lambda^{HS+} = \lambda_f + \frac{F_v^m}{\frac{1}{\lambda_m - \lambda_f} + \frac{F_v^f}{2\lambda_f}} \quad (3.20)$$

$$\lambda^{HS-} = \lambda_m + \frac{F_v^f}{\frac{1}{\lambda_f - \lambda_m} + \frac{F_v^m}{2\lambda_m}} \quad (3.21)$$

Où λ_f et λ_m sont (respectivement) les conductivités thermiques de la fibre et de la matrice.

3-4-2 Détermination de VER (Volume Élémentaire Représentatif)

La notion du VER est devenue un concept scientifique dont la complexité réside dans la multitude d'approches utilisées pour sa détermination. Certains auteurs choisissent, comme critère, la géométrie des constituants de la microstructure [OST 1993, 1998, 2006, 2007], [JIA *et al.*, 2001]. Dans d'autres travaux, le VER est donné par le quotient de la taille de l'image sur celle du diamètre des fibres. Ce quotient est égal à 50 [TRI *et al.*, 2006].

Dans notre cas, le VER ne peut être tributaire de la taille des fibres, dont le coefficient de variation est d'environ 13%. Considérer une seule taille pour le diamètre des fibres nous éloignerait de la vraie microstructure.

Par ailleurs, c'est le contour de l'image et les clusters qui sont caractéristiques de la taille du VER [BHA et LAG, 2000], [SEG et LLO, 2006], [JAN. G et JAN. Z, 2006].

Dans [JIA *et al*, 2001] et [KNI *et al*, 2003], le VER est déterminé en fonction de l'arrangement spatial des fibres, ainsi que de la distance entre les fibres.

Thomas *et al* [THO *et al*, 2008], suite aux études de Kanit *et al* [KAN *et al*, 2003], fixent une erreur relative et le VER sera le premier volume qui l'atteindra. En outre, ils stipulent que: "RVE is reached only when (the standard deviation) is minimum and tends to a rather constant value".

Ces auteurs ont appliqué cette approche pour déterminer le VER de la fraction surfacique et de la conductivité thermique d'un composite carbone-époxy.

D'autre part, il est stipulé que "the inhomogeneities in the particle spatial distribution had a negligible influence on the effective composite properties in the elastic and plastic regimes" [TRI *et al*, 2006]. Mais dans notre cas, et pour certaines propriétés (comme le module de cisaillement), cette inhomogénéité (l'arrangement spatial des fibres) est plus déterminante que la fraction surfacique des fibres.

Toutes ces définitions du VER d'un matériau hétérogène peuvent globalement se résumer aux deux principales définitions suivantes :

Definition1: The RVE is « (a) a sample that is structurally entirely typical of the whole mixture on average, and (b) contains sufficient number of inclusions for the apparent overall moduli to be effectively independent of the surface values of traction and displacement, so long as these values are 'macroscopically uniform'. » [HIL, 1963].

Definition2: The RVE is « the smallest material volume element of the composite for which the usual spatially constant "overall modulus" macroscopic constitutive representation is a sufficiently accurate model to represent mean constitutive response » [DRU et WIL, 1996].

Il ressort des deux définitions que le VER définit un milieu à l'échelle mésoscopique. La *définition1* requiert l'utilisation d'outils statistiques applicables sur la microstructure. Elle permet d'obtenir l'évolution du VER en fonction de l'erreur relative qui résulte de la mesure des fluctuations de la microstructure [KAN *et al*, 2003].

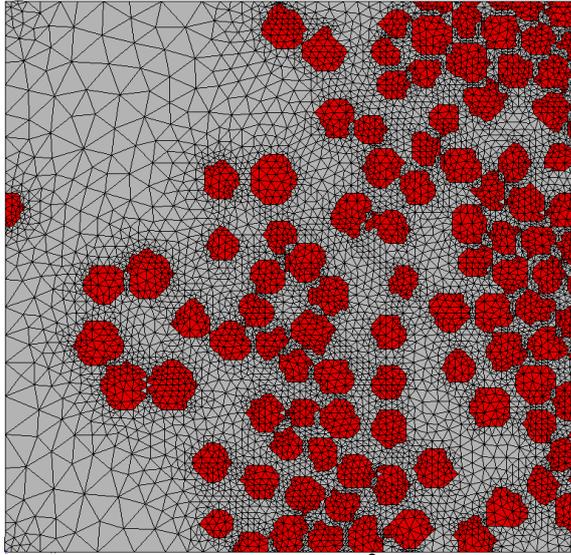
La seconde définition quant à elle (*définition 2*) permet d'obtenir une moyenne de la propriété mesurée dans un champ homogénéisé. Elle permet ainsi de déterminer les VER qui sont insensibles aux effets des conditions aux limites [HIL, 1963], [KAN *et al*, 2003], dont le premier sera le VER retenu pour la propriété mesurée. En outre, il existe un VER pour chaque propriété étudiée, et le VER final du matériau sera le plus grand des VER.

3-4-3 Application au matériau de l'étude

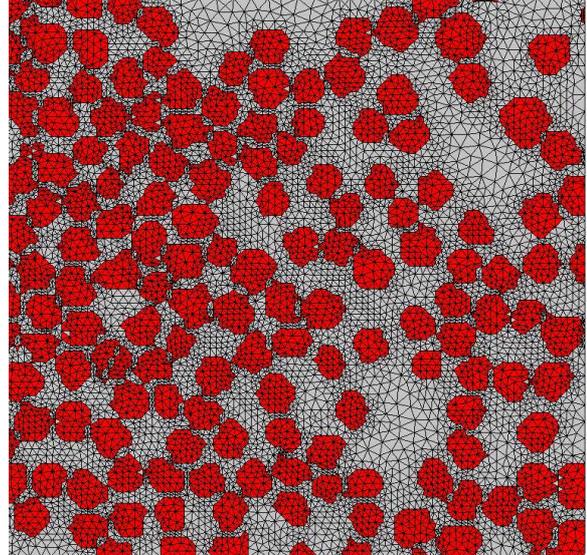
Pour la caractérisation microstructurale du matériau de l'étude, nous avons choisi plusieurs tailles différentes de la microstructure pour mettre en évidence l'influence des fluctuations locales de la microstructure, mais surtout de l'arrangement spatial des fibres sur les propriétés mesurées. La figure 3-19 illustre la variabilité de cet arrangement spatial qui apparaît lorsque la taille de l'image augmente.

La démarche que nous allons adapter permet de distinguer les propriétés qui ne sont sensibles qu'à la fraction surfacique des fibres de celles qui dépendent plutôt de leur arrangement spatial. Elle va, en outre, montrer l'importance d'avoir un VER pour ce genre de matériau.

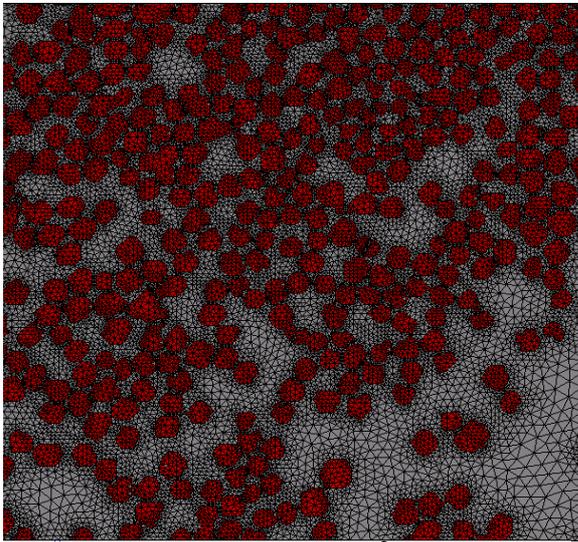
Ensuite, le VER de chaque propriété sera déterminé par la MEF. Ses propriétés effectives seront comparées à celles déterminées par la méthode des bornes.



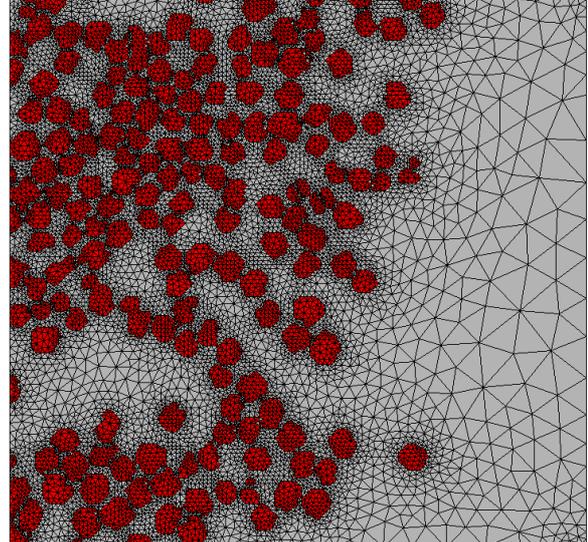
244 x 244 μm^2



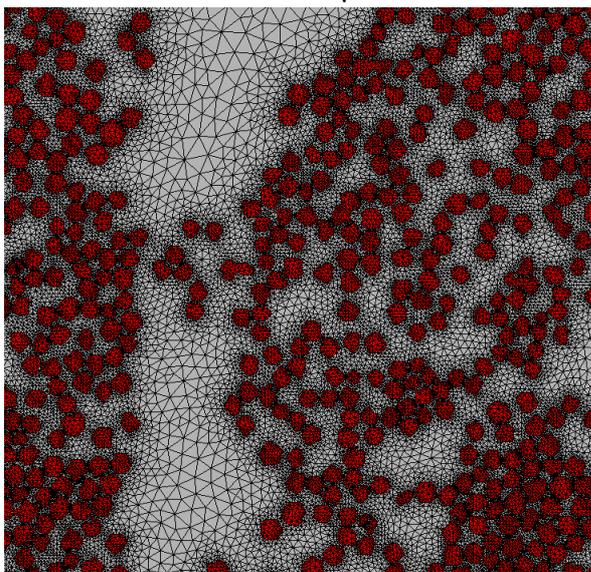
244 x 244 μm^2



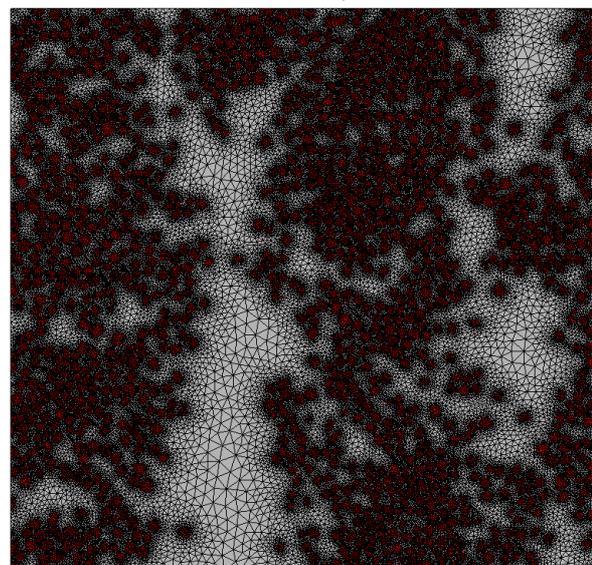
366 x 366 μm^2



366 x 366 μm^2



488 x 488 μm^2



854 x 854 μm^2

Figure 3-19. Quelques tailles des images utilisées pour les analyses

3-4-3-1 Influence des fluctuations locales de la microstructure sur la conductivité thermique locale

Pour mettre en évidence l'anisotropie de la conductivité thermique dans la microstructure, le GUT (gradient uniforme de température) est imposé dans les directions principales des images de la microstructure (Figure 3-20).

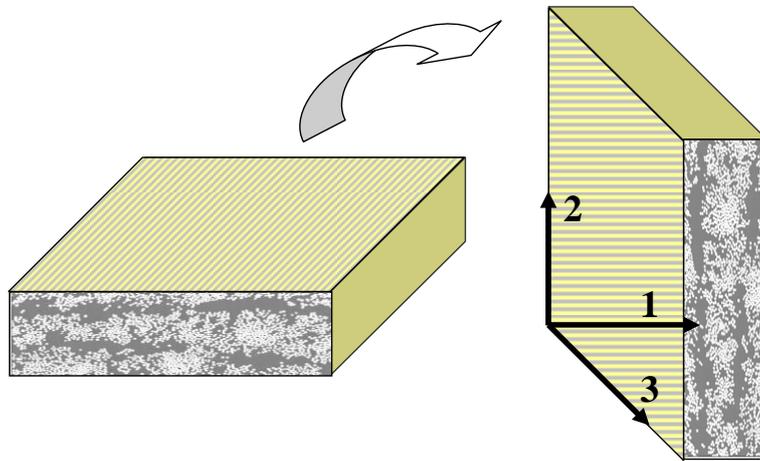


Figure 3-20. Préparation et processus de maillage des microstructures

La direction 1 correspond à un gradient de température perpendiculaire aux faisceaux de fibres. La direction 2 correspond à un gradient de température parallèle aux faisceaux de fibres et la direction 3 correspond à un gradient suivant la direction des fibres.

Nous avons précédemment fait l'hypothèse que les fibres sont continues et infinies dans le plan de leur section (direction 3). En considérant en plus que ces fibres ne s'entrecroisent pas, nous pouvons alors représenter la microstructure en 3D par extrusion de la section plane. Ce qui permettra de mieux mettre en évidence l'anisotropie de la conductivité thermique (Figure 21).

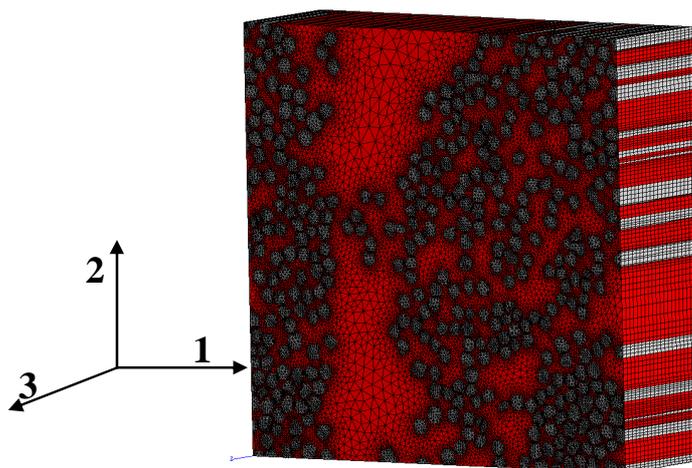


Figure 3-21. Maillage 3D (extrudé) de la microstructure ($488\mu\text{m} \times 488\mu\text{m}$ dans le plan de la section des fibres)

Les données d'entrée de la fibre et de la matrice pour la simulation de la conductivité thermique du composite sont données dans le tableau 3-4.

Tableau 3-4. Données d'entrée pour la simulation de la conductivité thermique
 Matrice (PA6) Fibre de verre

Conductivité thermique ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$)	0,20	1

Les résultats des calculs thermiques sont donnés dans la figure 3-22.

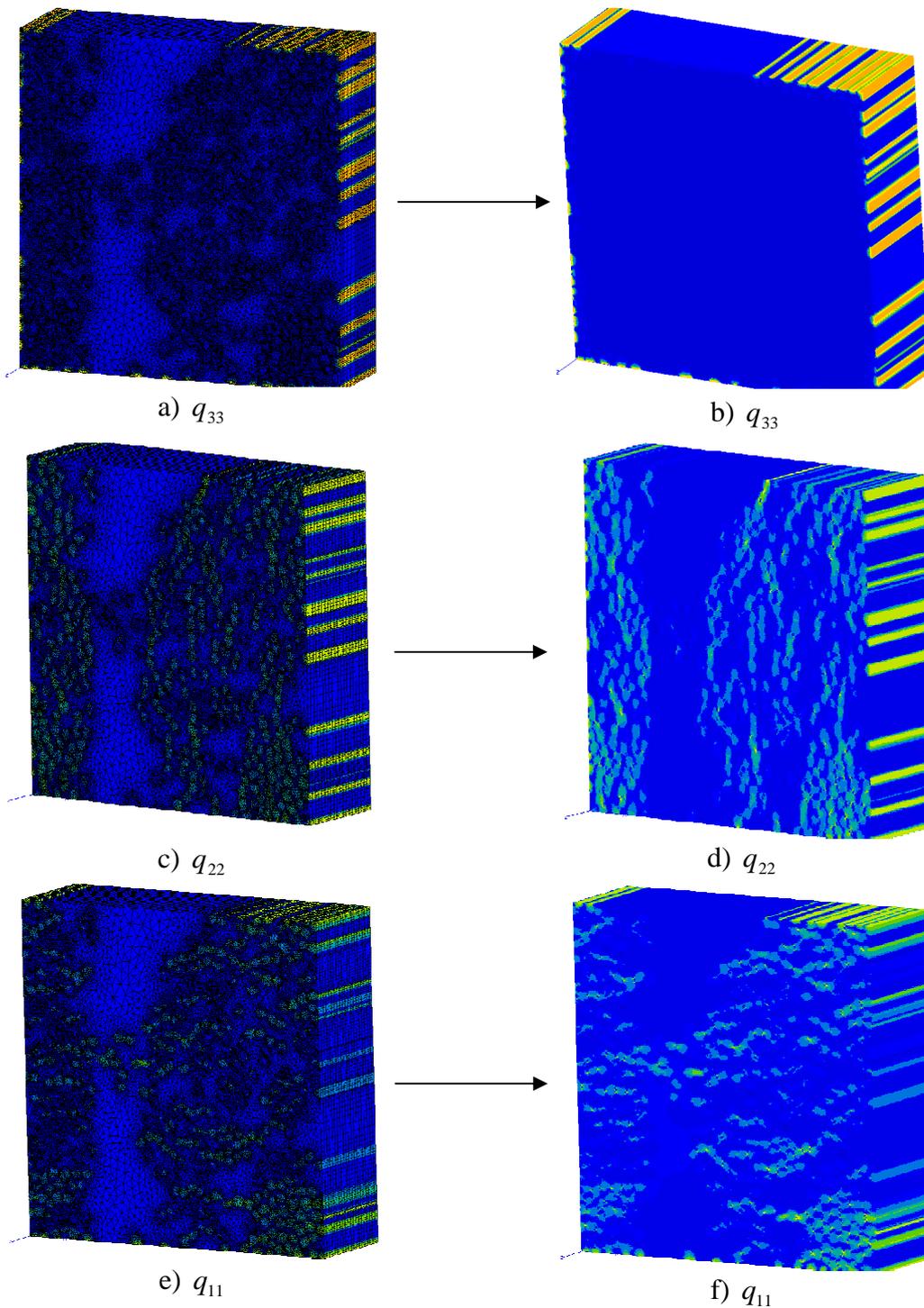


Figure 3-22. Champs des flux de chaleur en fonction de la direction du gradient de température.

Cette analyse qualitative montre des différences notoires du flux thermique au sein de la microstructure du matériau en fonction de la direction du gradient de température. En effet, seul un gradient de température perpendiculaire aux faisceaux des fibres (direction 1) permet d'obtenir un flux plus ou moins homogène (Figure 3-22, e et f).

Dans les directions 2 et 3, on observe que le flux thermique a tendance à suivre la direction des fibres ou des faisceaux des fibres plutôt qu'à pénétrer dans la microstructure (Figure 3-22, a et b, c et d).

Par ailleurs, dans la figure 3-23, nous avons repris les calculs (en déformation plane) sur une image de la microstructure 3 fois plus grande (1464 μm x 1464 μm) que dans le cas précédent. Les observations peuvent être faites.

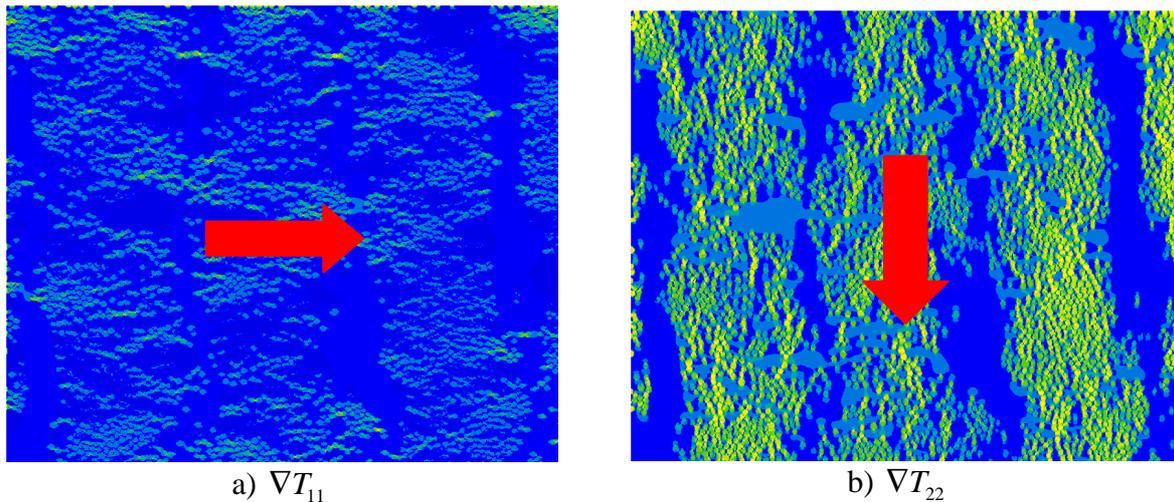


Figure 3-23. Champs des flux de chaleur en fonction de la direction du gradient de température.

On constate que dans le cas du gradient perpendiculaire aux faisceaux de fibres (Figure 3-23-a), la conductivité thermique est inférieure (de 2% environ), mais reste homogène au sein de la microstructure.

Elle est supérieure si le gradient de température est parallèle aux faisceaux de fibres (Figure 3-23-b), mais elle présente des risques de surchauffe locale et elle est moins homogène au sein de la microstructure.

Cette analyse est importante car elle nous permettra de mieux choisir le sens du faisceau laser pour obtenir le meilleur assemblage lors du soudage du composite.

D'autre part, la figure 3-24 présente les conductivités thermiques de 100 images différentes en fonction de la fraction surfacique. On observe une relation quasi linéaire entre les deux propriétés, et ce, même en incluant les petites tailles des images de la microstructure. Cette relation linéaire montre que la conductivité thermique dépend plus de la fraction surfacique que de l'arrangement spatial des fibres pour cette microstructure. En d'autres termes, il suffit d'augmenter la fraction surfacique des fibres pour augmenter la conductivité thermique de ce matériau.

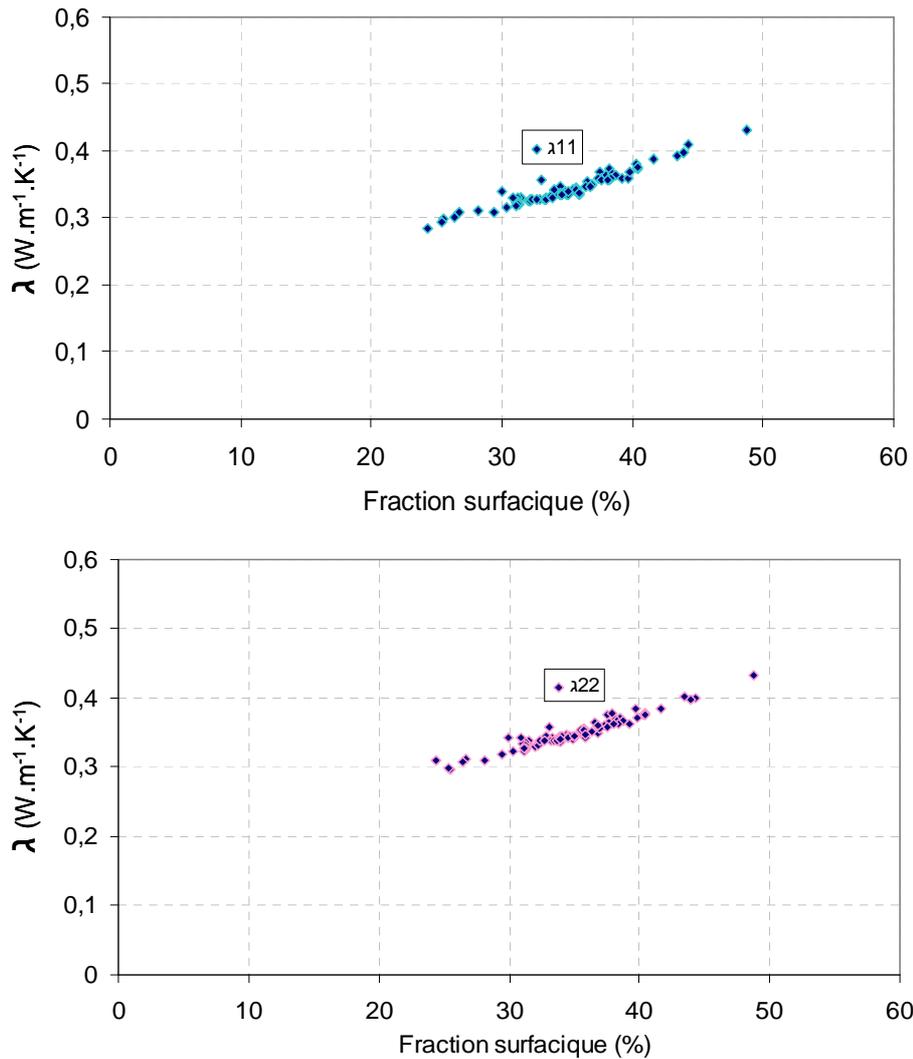


Figure 3-24. Conductivité thermique locale en fonction de la fraction surfacique locale.

3-4-3-2 Influence des fluctuations locales sur les modules d'élasticité

Le calcul par éléments finis sur la microstructure du matériau permet de déterminer les composantes de la matrice de rigidité à travers la loi de Hooke où une relation linéaire relie les contraintes aux déformations (Equation 2.2). On peut écrire cette équation sous forme matricielle (Equation 3.22) en déformation plane.

$$\begin{Bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{12} \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & 0 \\ C_{12} & C_{22} & 0 \\ 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ 2\varepsilon_{12} \end{Bmatrix} \quad (3.22)$$

Ainsi, pour déterminer, par exemple, la composante C_{11} on impose le tenseur de déformation $\varepsilon = \langle 1, 0, 0 \rangle$. Puis on détermine la contrainte moyenne globale σ_{11} par post-traitement. Enfin, la composante est obtenue en appliquant l'équation 2.2. Un exemple des résultats du calcul des modules élastiques est donné dans la figure 3-25.

Les données d'entrée pour les calculs par éléments finis sont présentées dans le tableau 3-5.

Tableau 3-5. Données d'entrée pour les calculs numériques des modules élastiques

	Matrice (PA6)	Fibre de verre
Modules d'Young (MPa)	2000	72000
Coefficient de Poisson	0.39	0.22

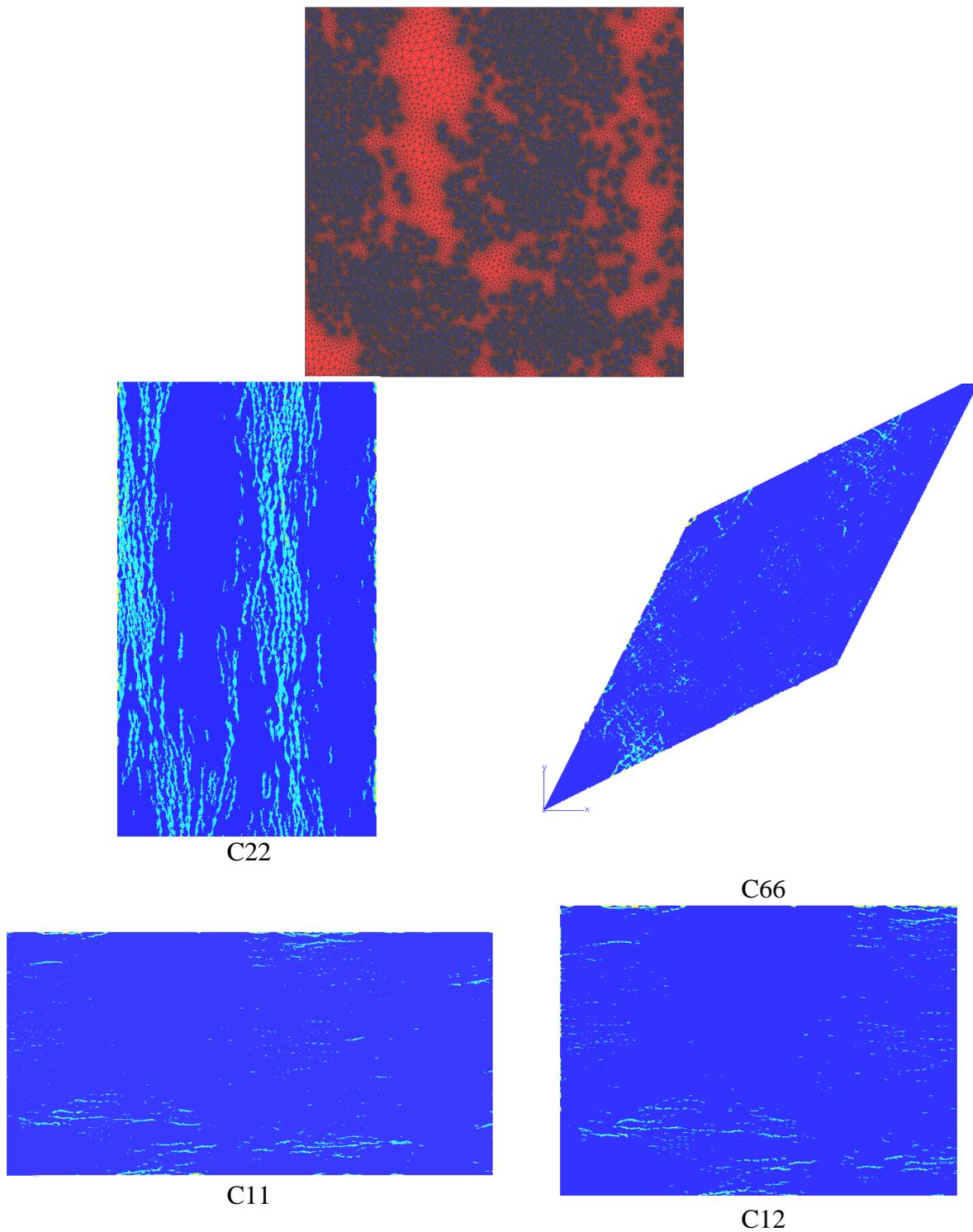
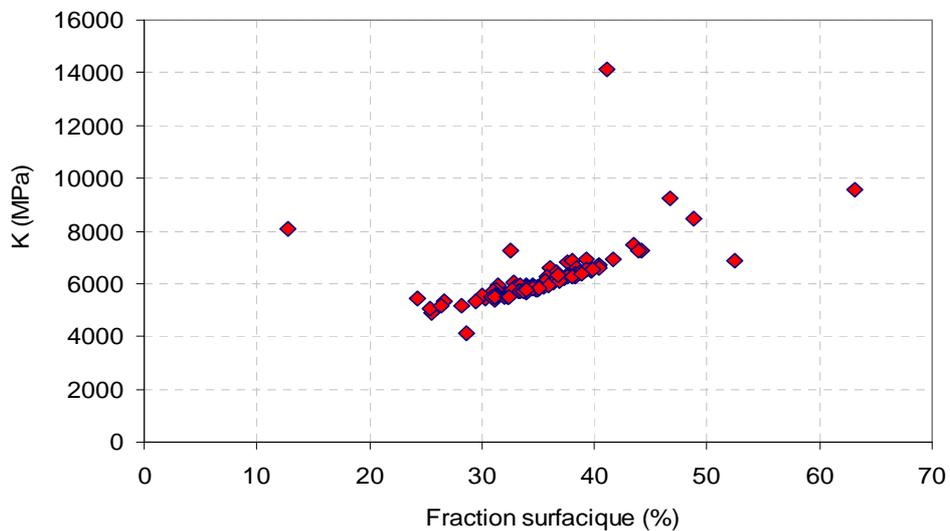


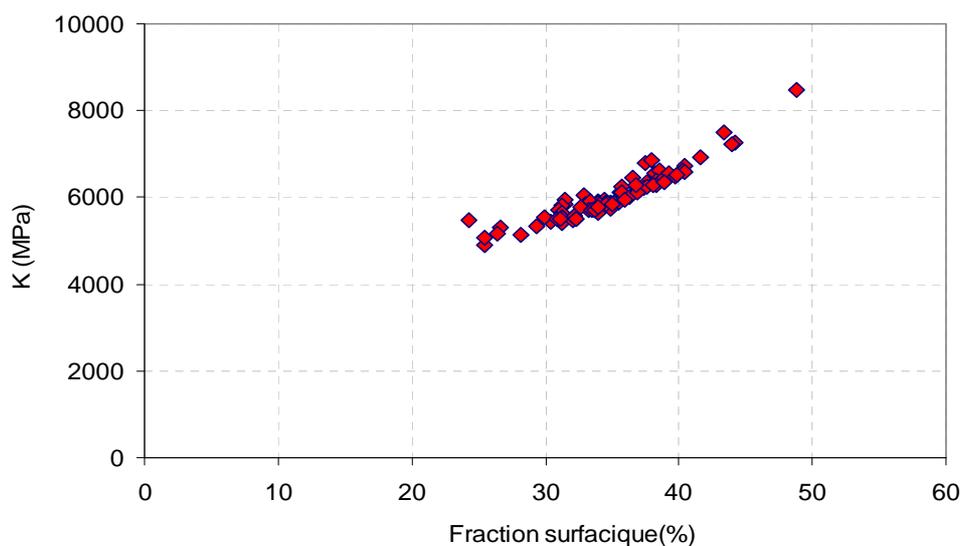
Figure 3-25. Calculs des modules élastiques avec des conditions aux limites de type KUBC.

La détermination du module de compressibilité et de cisaillement transverse nécessite (respectivement) qu'on impose les tenseurs de déformation $\varepsilon = \langle 1, 1, 0 \rangle$ et $\varepsilon' = \langle 1, -1, 0 \rangle$.

La figure 3-26-a représente les résultats du module de compressibilité en fonction de la fraction surfacique pour toutes les tailles étudiées (de $122\mu\text{m} \times 122\mu\text{m}$ à $1464\mu\text{m} \times 1464\mu\text{m}$).



a) (images de 122 à $1464 \mu\text{m}^2$)



b) (images de 244 à $1464 \mu\text{m}^2$)

Figure 3-26. Dépendance du module de compressibilité en fonction de la fraction surfacique locale et de l'arrangement des fibres.

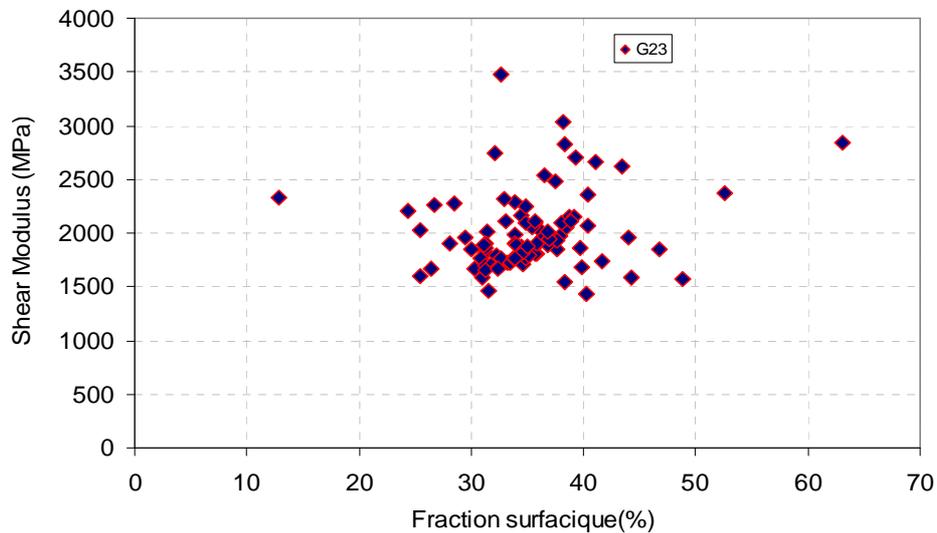
En supprimant les plus petites images ($122\mu\text{m} \times 122\mu\text{m}$) on constate qu'il y'a une relation quasi linéaire entre le module de compressibilité et la fraction surfacique de fibres (Figure 3-26-b). On peut donc conclure que pour les images supérieures à $122\mu\text{m}$ (50 pixels) de côté, il suffit d'augmenter la fraction surfacique des fibres pour augmenter le module de compressibilité du matériau. L'arrangement spatial des fibres n'a pas une grande influence sur cette propriété, à partir de cette taille.

Le module de cisaillement transverse est en revanche beaucoup plus sensible à l'arrangement des fibres qu'à la fraction surfacique. En effet, la figure 3-27-b montre une dispersion des

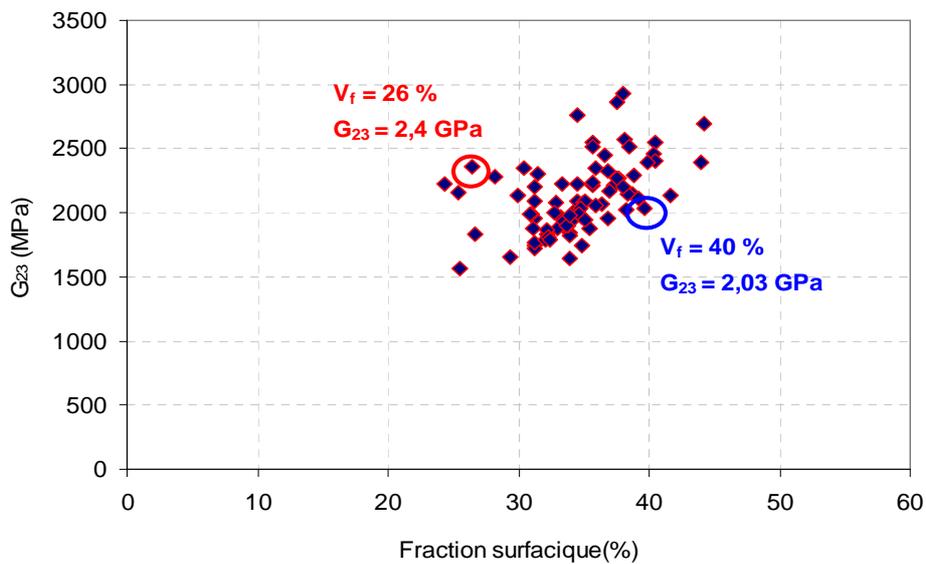
valeurs, en dépit de la suppression des plus petites tailles d'images ($122 \mu\text{m}$ (50 pixels) de côté).

En effet, on observe que le point indiqué en bleu (Figure 3-27-b) a la plus grande fraction surfacique, mais un module de cisaillement transverse plus petit par rapport au point indiqué en rouge qui a une faible fraction surfacique.

La détermination d'un VER statistique trouve alors toute son importance.



a) (images de 122 à $1464 \mu\text{m}^2$)



a) (images de 244 à $1464 \mu\text{m}^2$)

Figure 3-27. Dépendance du module de cisaillement transverse en fonction de la fraction surfacique locale et de l'arrangement des fibres.

3-4-3-3 Détermination du VER du composite

L'erreur absolue permet de déterminer la précision sur l'estimation de la moyenne d'une variable aléatoire Z . Elle est fonction de l'intervalle de confiance et du nombre de champs indépendants étudiés (Equation 3.23).

$$\varepsilon_{abs} = \frac{2D_Z(S)}{\sqrt{n}} \quad (3.23)$$

$D_Z(S)$ étant l'écart type, et n le nombre de champs indépendants.
L'erreur relative en est ainsi déduite:

$$\varepsilon_{rel} = \frac{\varepsilon_{abs}}{Z} = \frac{2D_Z(S)}{Z\sqrt{n}} \quad (3.24)$$

Lorsque la taille des images est suffisamment grande ($S \gg A_n$) la variance d'une propriété Z peut être exprimée en fonction de la portée intégrale et de la variance locale (Equation 3.25) [KAN *et al*, 2003].

$$D_Z^2(S) = D_Z^2 \frac{A_2}{S} \quad (3.25)$$

$$D_Z^2(S) = \frac{\sum (Z_i - Z)^2}{n+1} \quad (3.26)$$

La variance $D_Z^2(S)$ peut s'exprimer généralement sous la forme donnée dans l'équation 3.26. Elle exprime la variance des champs moyens (dans chaque image de la microstructure). Z est la valeur moyenne générale de la propriété mesurée et Z_i la valeur moyenne dans chaque image.

D_Z^2 est la variance locale. Elle est déterminée de la même manière que la variance $D_Z^2(S)$, sauf que Z_i est la valeur de la propriété à chaque point d'intégration du domaine étudié.

Pour la fraction volumique (surfacique F_s), elle est donnée par l'équation 3-7.

A_2 est la portée intégrale en 2D.

En remplaçant la variance (Equation 3.25) par sa valeur dans l'équation (3.24), on obtient l'évolution du VER (S en 2D) en fonction de la portée intégrale, de la moyenne de la propriété mesurée, du nombre d'observations (images de la microstructure) et de l'erreur relative choisie (Equation 3.27).

$$S = V_{ER} = \frac{4D_Z^2 A_2}{n\varepsilon_r^2 Z^2} \quad (3.27)$$

Avec cette définition, il y'a autant de VER que de précisions souhaitées. La technique d'homogénéisation permet de déterminer le VER final de la propriété, qui sera le premier volume (surface) qui s'affranchit des effets des conditions aux limites.

En pratique, on peut travailler sur une seule image ($n=1$ dans l'équation (3.27)) ou utiliser plusieurs images pour un VER donné. Dans ce qui suit, nous allons utiliser $n=100$.

3-4-3-3-1 VER de la fraction surfacique

Les équations 3-25 et 3-26 permettent d'obtenir l'évolution des variances (moyenne et locale) par rapport à l'inverse de la taille des images, et de déduire ainsi la portée intégrale (figure 3-28).

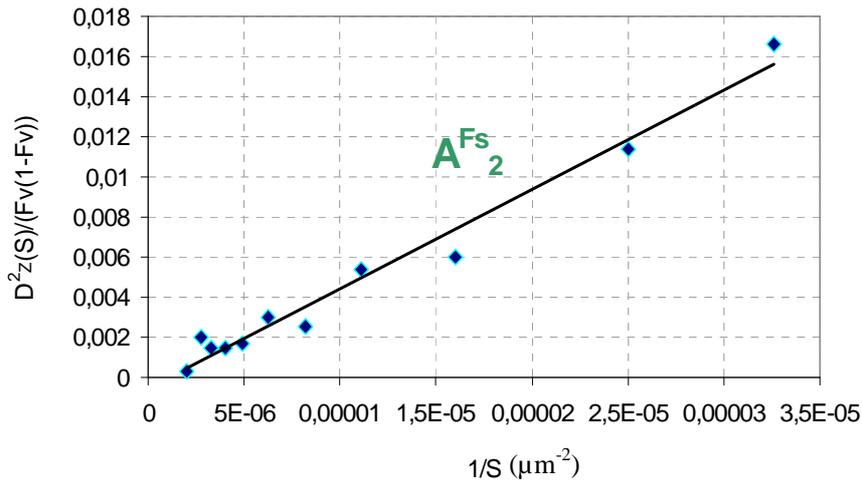


Figure 3-28. Détermination de la portée intégrale de la fraction surfacique.

La portée intégrale de la fraction surfacique est $A_2^{Fs} = 55 \times 55 \mu m^2$. Elle est plus petite que la taille de la plus petite image ($122\mu m \times 122\mu m$). Ce qui valide les conditions de l'équation (3-25). Ainsi, nous pouvons déterminer l'évolution du VER en fonction de la précision (Figure 3-29). Le tableau 3-5 donne quelques valeurs pour 100 images ($n=100$).

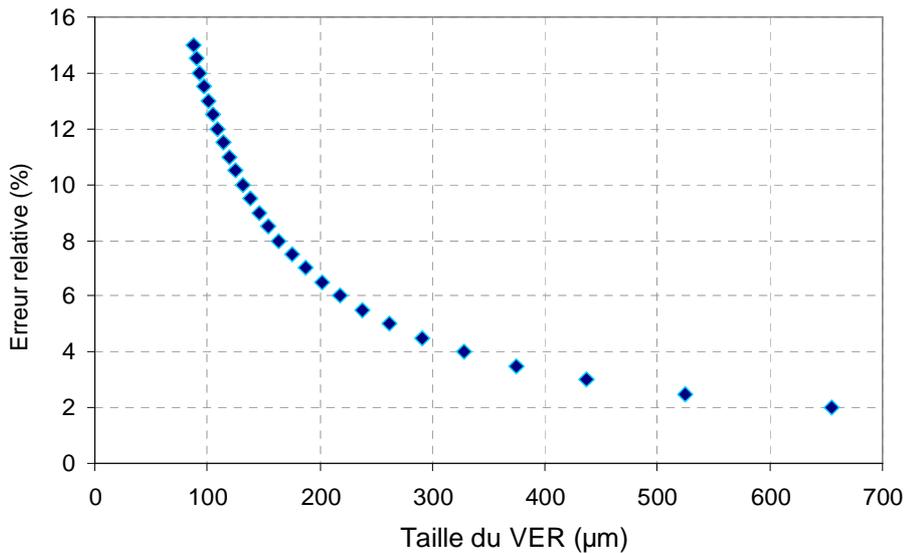


Figure 3-29. Evolution du VER en fonction de l'erreur relative

Tableau 3-5 Evolution du VER en fonction de la précision (pour 100 images)

Erreur relative (%)	1	2	3	4	5	8	10	15
Taille du VER (µm)	1311	656	437	328	263	164	132	88

En considérant une seule image ($n=1$) et en cherchant une précision de 2% et 3%, le VER sera, respectivement de 6,56 mm et de 4,37mm au lieu de 611 µm et 472 µm donnés dans

[THO *et al* 2008]. Ce facteur de 10 entre les valeurs des VER de la fraction surfacique sont la conséquence, d'une hétérogénéité plus importante dans le cas de notre matériau.

3-4-3-3-2 VER de la conductivité thermique

La variance locale est déterminée par des post-traitements locaux après les calculs EF, ($D_{\lambda}^2 = 3.52 \cdot 10^{-2} \text{ W.m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$). Avec la variance des champs moyens, et la variance locale, on obtient la portée intégrale (Figure 3-30), puis l'évolution du VER en fonction de la précision souhaitée (Figure 3-31).

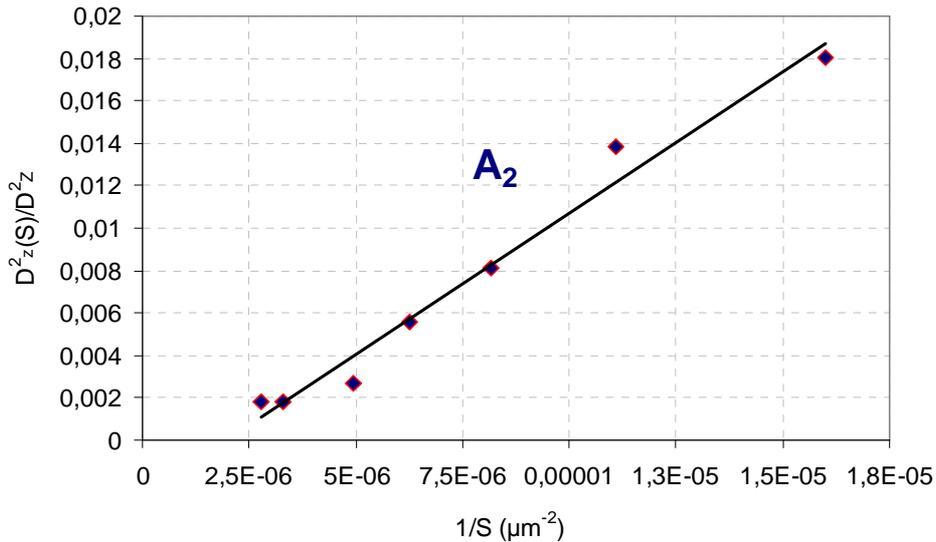


Figure 3-30. Détermination de la portée intégrale de la fraction surfacique.

La portée intégrale est égale à $A_2^{\lambda} = 90 \times 90 \mu\text{m}^2$. La taille du VER pour la conductivité thermique ($n=100$) en fonction de l'erreur relative est donnée dans le tableau 3-6. Pour une analyse sur une seule image ($n=1$) et pour une précision de 1% d'erreur relative, le VER est très grand (9,69 mm), comparativement à celui trouvé dans [THO *et al*, 2008] (280 μm) pour pratiquement le même contraste de conductivité entre la fibre et la matrice. Les raisons de cette différence sont les mêmes que celles données précédemment (plus forte hétérogénéité dans le cas de notre matériau, marqué par une très grande longueur de corrélation (plusieurs centaines de micromètres) par rapport à celle des images utilisées par [THO *et al*, 2008] qui est de 100 μm).

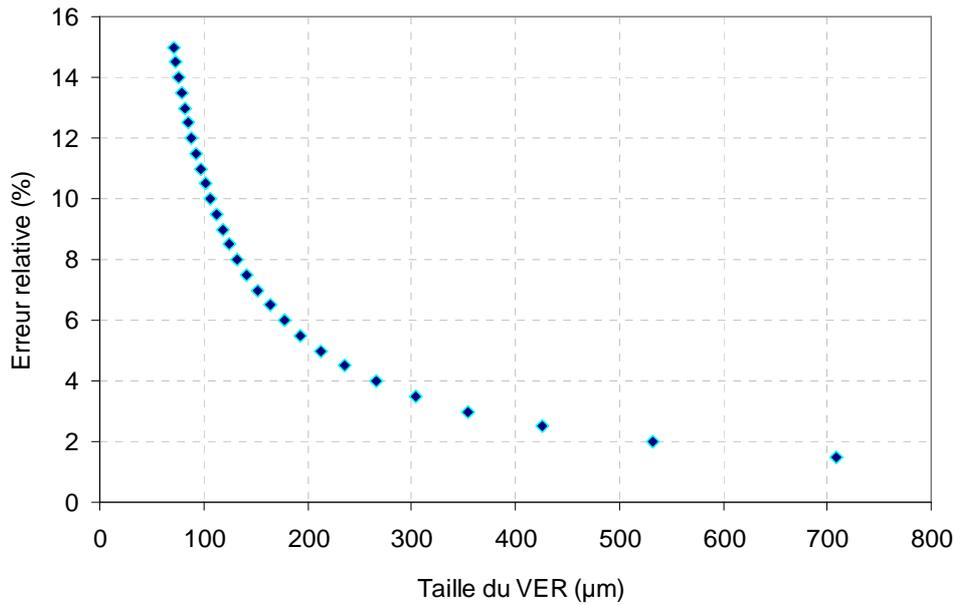


Figure 3-31. Evolution du VER en fonction de l'erreur relative pour la conductivité thermique.

Tableau 3-6 Evolution du VER en fonction de la précision (pour 100 images)

Erreur relative (%)	1	2	3	4	5	8	10	12
Taille du VER (μm)	969	485	323	243	194	122	97	81

Cependant, un VER peut avoir une précision acceptable, et présenter des propriétés instables à cause de sa sensibilité aux effets des conditions aux limites. Comme nous l'avons dit auparavant, l'homogénéisation par la MEF permet de choisir le plus petit des VER qui s'affranchit de ces effets, et qui sera le VER final de la propriété mesurée. Pour la conductivité thermique, il vaut $732 \times 732 \mu\text{m}^2$ (Figure 3-32). Il présente une erreur relative de 1,32% en utilisant 100 images de la même taille et 13,2% d'erreur relative pour une seule image. A partir de cette taille, les mesures sont relativement constantes, et on parle de propriétés effectives. Le tenseur effectif de la conductivité thermique est donné par:

$$\lambda_{eff} = \begin{bmatrix} 0,336 & 0 \\ 0 & 0,344 \end{bmatrix} W.m^{-1}.K^{-1}$$

Une fois que le VER est déterminé, remarquons (par exemple) que malgré sa précision acceptable de 2% d'erreur relative (pour 100 images étudiées), la taille $485\mu\text{m}$ reste instable aux effets des conditions aux limites (Tableau 3-6 et figure 3-32). Les résultats mesurés vont donc dépendre du prélèvement local dans la microstructure. On parle alors de valeurs apparentes. Utiliser ces valeurs dans un calcul de structure peut donc induire des écarts de résultats. Ce qui est préjudiciable dans une phase de conception

D'autre part, les résultats des calculs EF sont comparés aux bornes de Hashin-Shtrikman (Figure 3-33). En considérant toutes les tailles des images étudiées, on observe beaucoup plus de dispersions autour des bornes (Figure 3-33). Mais quand on considère uniquement les tailles à partir du VER ($732 \times 732 \mu\text{m}^2$), on trouve une meilleure approximation des calculs EF par la borne inférieure de Hashin-Shtrikman (Figure 3-34).

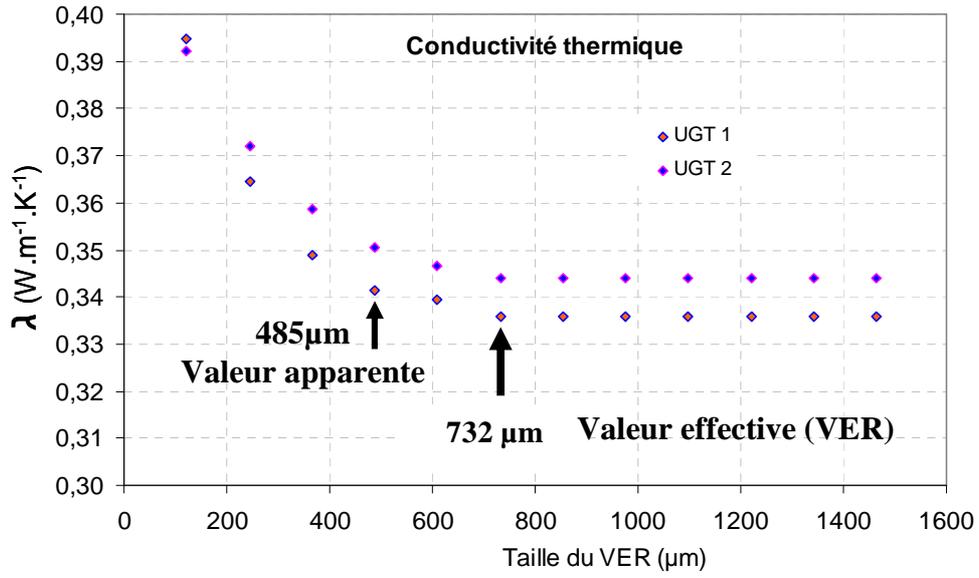


Figure 3-32. Conductivité thermique homogénéisée

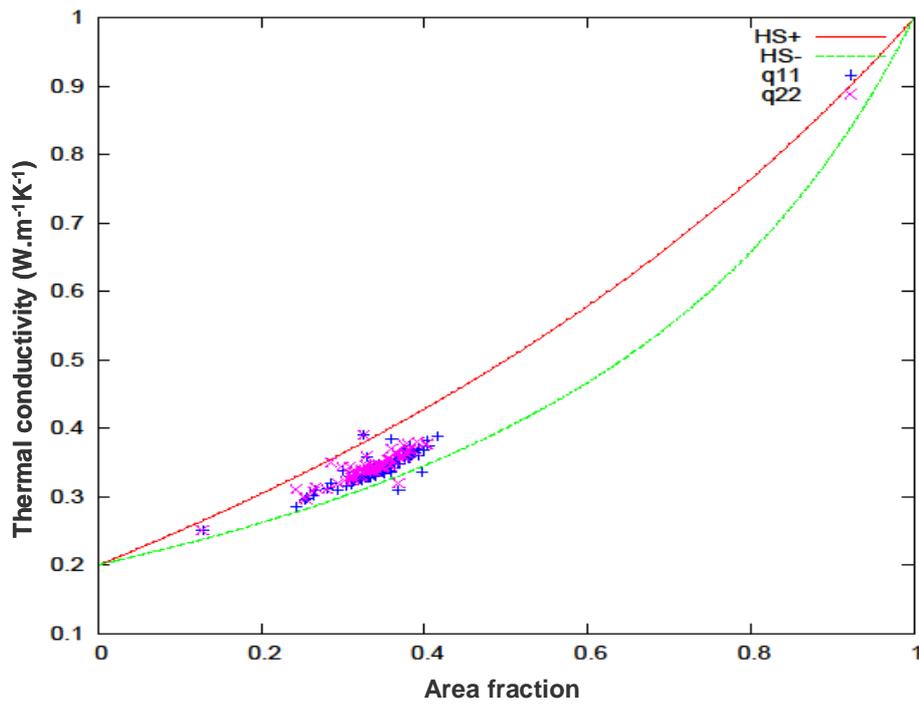
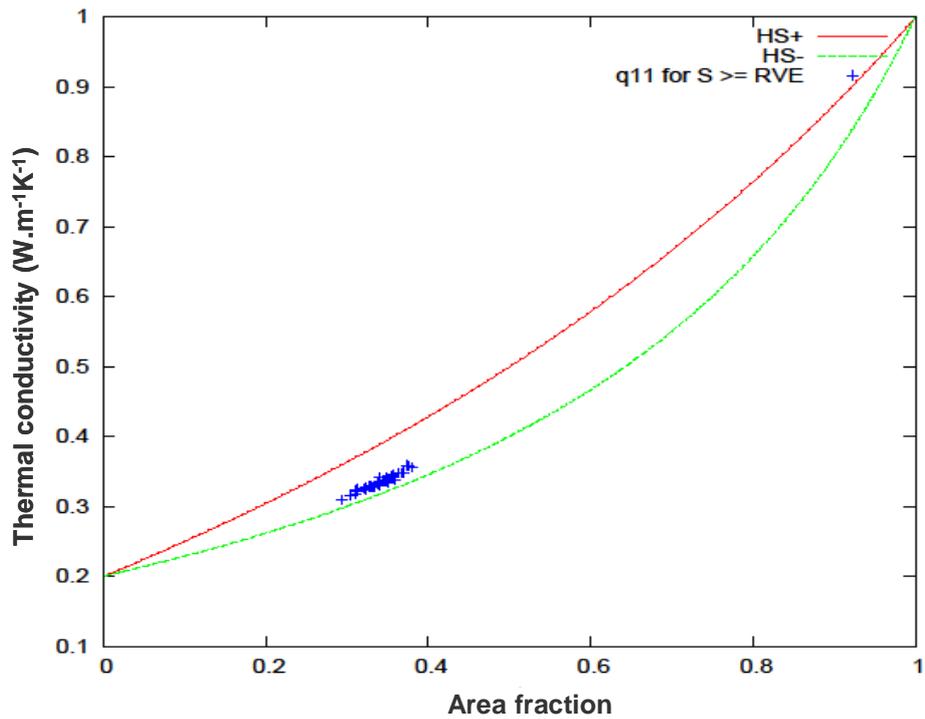


Figure 3-33. Bornes de Hashin-Shtrikman pour toutes les tailles étudiées.



b)

Figure 3-34. Borne de Hashin-Shtrikman pour les tailles $S > RVE$.

3-4-3-3-3 VER du module de compressibilité

La variance locale du module de compressibilité est $D_k^2 = 58160825 \text{ MPa}$. La portée intégrale est égale à $A_2^k = 43 \times 43 \mu\text{m}^2$, figure 3-35. La taille du VER du module de compressibilité en fonction de la précision est donnée dans la figure 3-36 et le tableau 3-7.

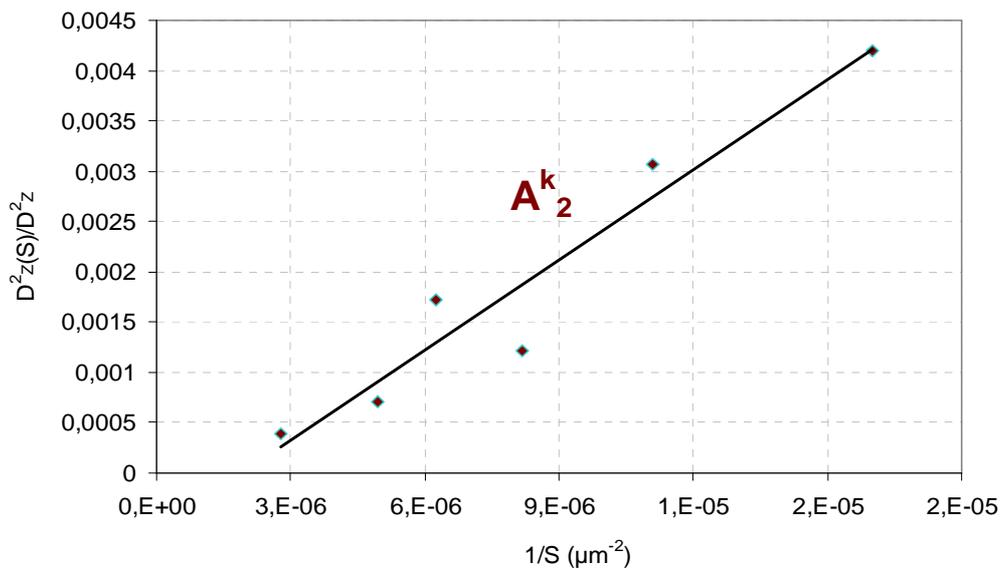


Figure 3-35. Détermination de la portée intégrale du module de compressibilité.

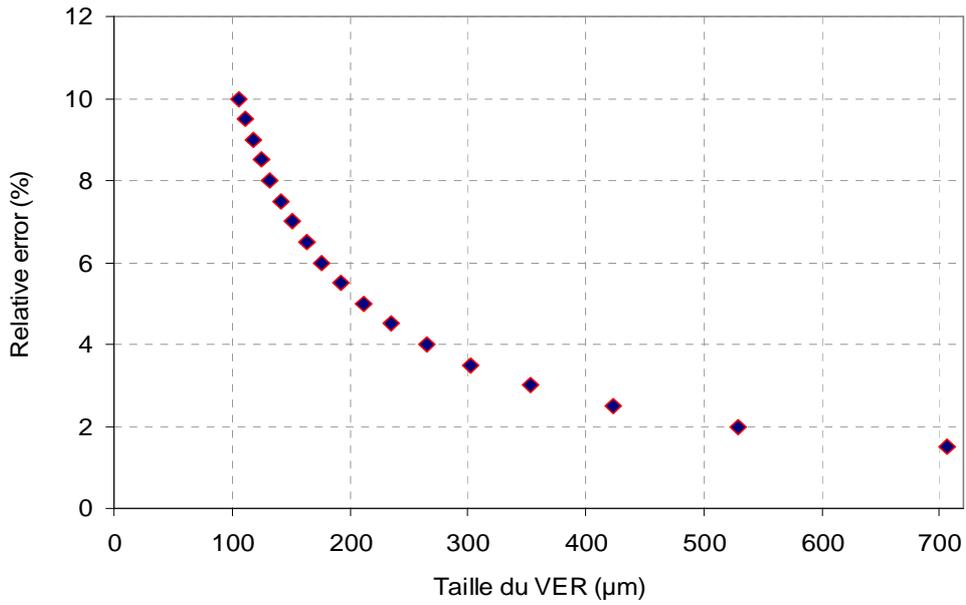


Figure 3-36. Evolution du VER en fonction de l'erreur relative

Tableau 3-7. Evolution du VER en fonction de la précision (pour 100 images)

Erreur relative (%)	1	2	3	4	5	8	10	25
Taille du VER (µm)	1058	530	353	265	212	133	106	43

Comme dans le cas précédent, l'homogénéisation numérique permet de déterminer le VER final qui est de: $488 \times 488 \mu\text{m}^2$ (Figure 3-37), avec une erreur relative associée de 2,17 % (pour $n = 100$ images). En considérant une seule image, ce VER a une erreur relative de 21,7% sur le module de compressibilité. Sa valeur effective est égale à 5,94 GPa.

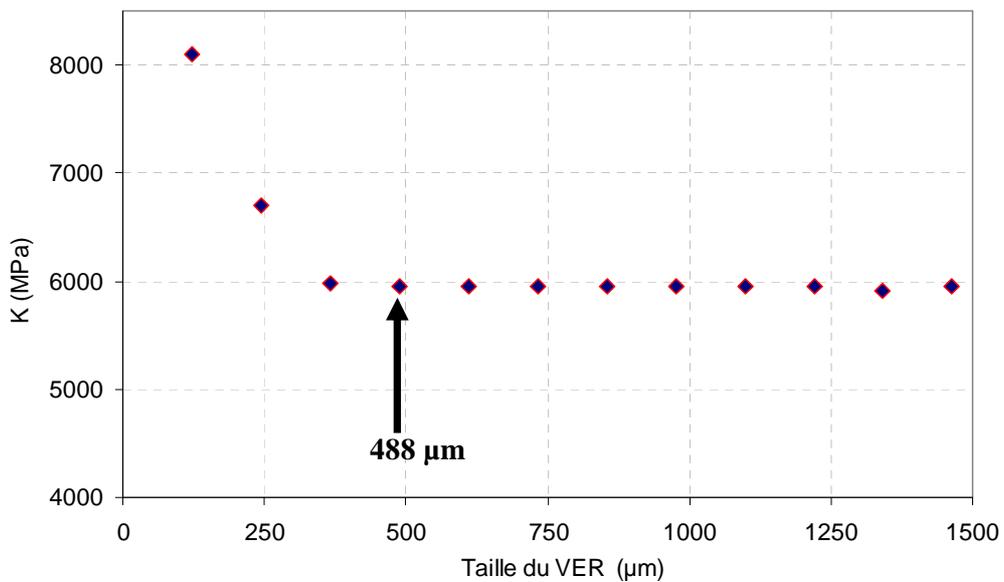


Figure 3-37. Homogénéisation du module de compressibilité

Comme pour le cas précédent, on observe une meilleure corrélation entre les calculs numériques et la borne inférieure de Hashin-Shtrikman, pour les tailles supérieures ou égales au VER (Figure 3-39).

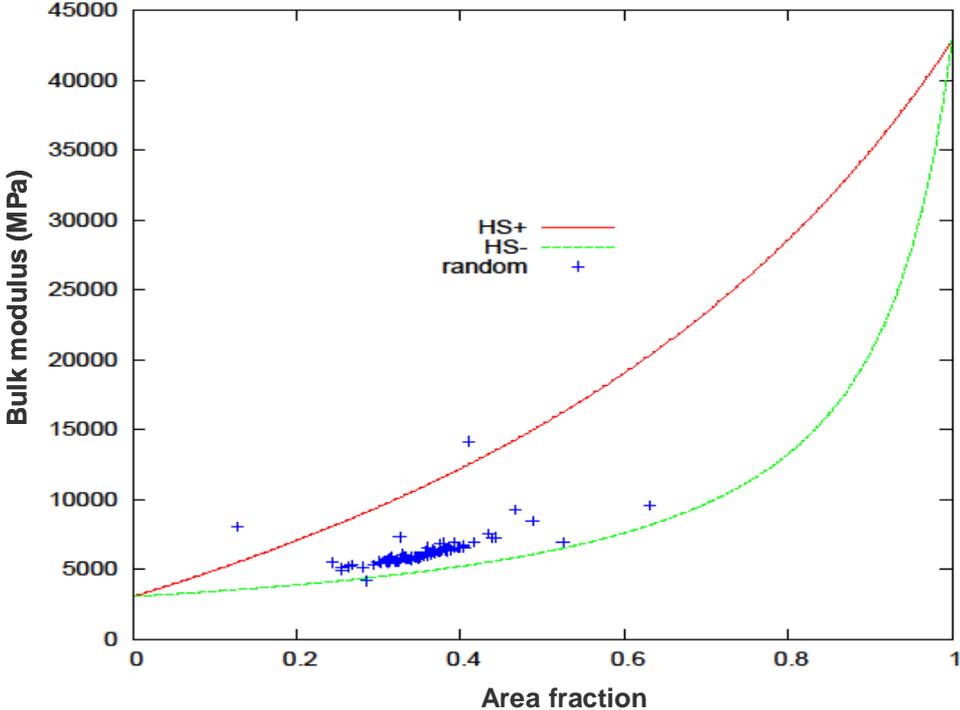


Figure 3-38 Bornes de Hashin-Shtrikman pour toutes les tailles étudiées.

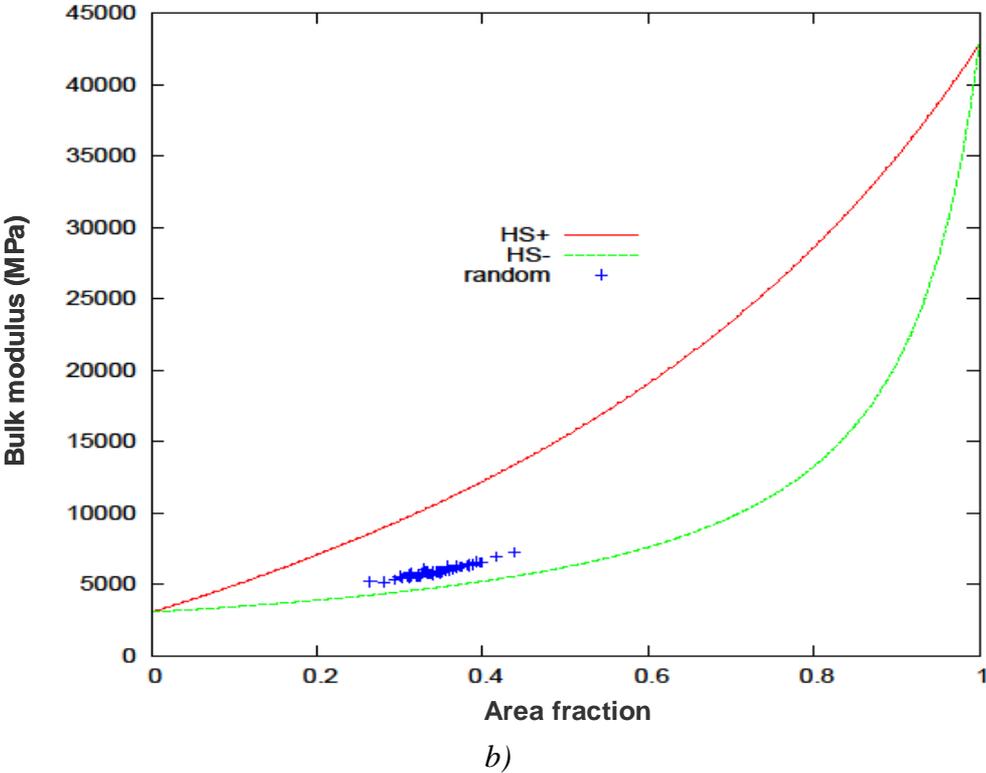


Figure 3-39. Bornes de Hashin-Shtrikman pour les tailles $S > RVE$.

3-4-3-3-4 VER du module de cisaillement transverse

La variance locale du module de cisaillement transverse est: $D_\mu^2 = 5233550 \text{ MPa}$. La portée intégrale est égale à $A_2^\mu = 73 \times 73 \mu\text{m}^2$, figure 3-40. La taille du VER du module de cisaillement transverse en fonction de la précision est donnée dans la figure 3-41 et le tableau 3-8.

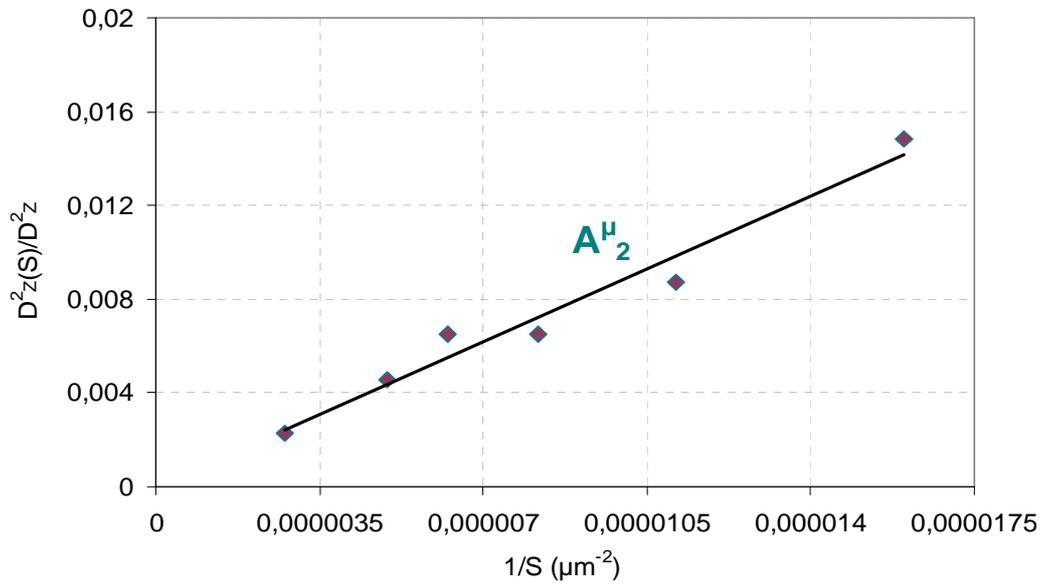


Figure 3-40. Détermination de la portée intégrale du module de cisaillement transverse.

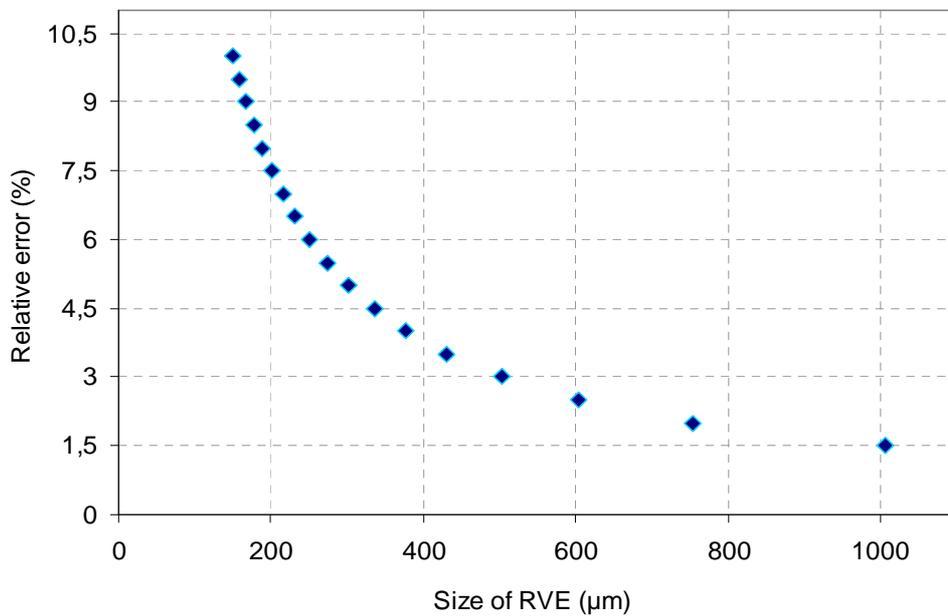


Figure 3-41. Evolution du VER en fonction de l'erreur relative

Tableau 3-8. Evolution du VER en fonction de la précision (pour 100 images)

Erreur relative (%)	1	1.5	2	3	4	5	10	11
Taille du VER (μm)	1594	1063	797	532	399	319	160	145

L'homogénéisation numérique permet de déterminer le VER final du module de cisaillement transverse: $854 \times 854 \mu\text{m}^2$ (Figure 3-42). Il est le plus grand des VER à cause de la sensibilité de cette propriété à l'arrangement des fibres qui fluctue beaucoup dans la microstructure (comme on l'a vu précédemment). Il présente une erreur relative associée de 1,87 % (pour $n = 100$ images). Sa valeur effective est égale à 2,01 GPa.

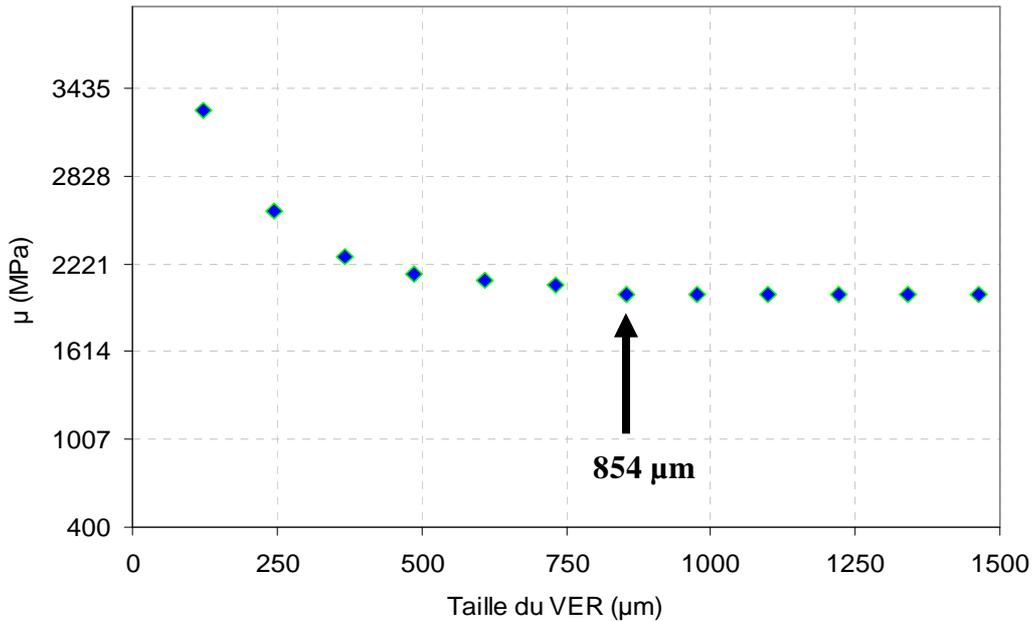


Figure 3-42. Module de cisaillement transverse homogénéisé

La figure 3-43 donne la comparaison entre les calculs EF du module de cisaillement transverse et l'estimation par les bornes de Hashin-Shtrikman pour toutes les tailles du VER. On note également une meilleure corrélation dans le cas où les images sont supérieures ou égales au VER (Figure 3-44).

Le VER final des propriétés étudiées (fraction surfacique, conductivité thermique, modules élastiques) sera donc (le plus grand des VER): $854 \times 854 \mu\text{m}^2$. Le tableau 3-9 résume les erreurs relatives qu'il induit sur les différentes propriétés, en effectuant les calculs sur 100 images de la microstructure.

Tableau 3-9. Erreur induite sur les différentes propriétés avec un VER de 854 μm

	Module de cisaillement transv	Module de compressibilité	Conductivité thermique	Fraction surfacique
Erreur relative (n=100)	1,87%	1,24%	1,134%	1,19%

On observe que ce VER engendre moins de 2% d'erreur relative sur les mesures des différentes propriétés étudiées, si on utilise 100 images différentes de la microstructure pour chaque propriété.

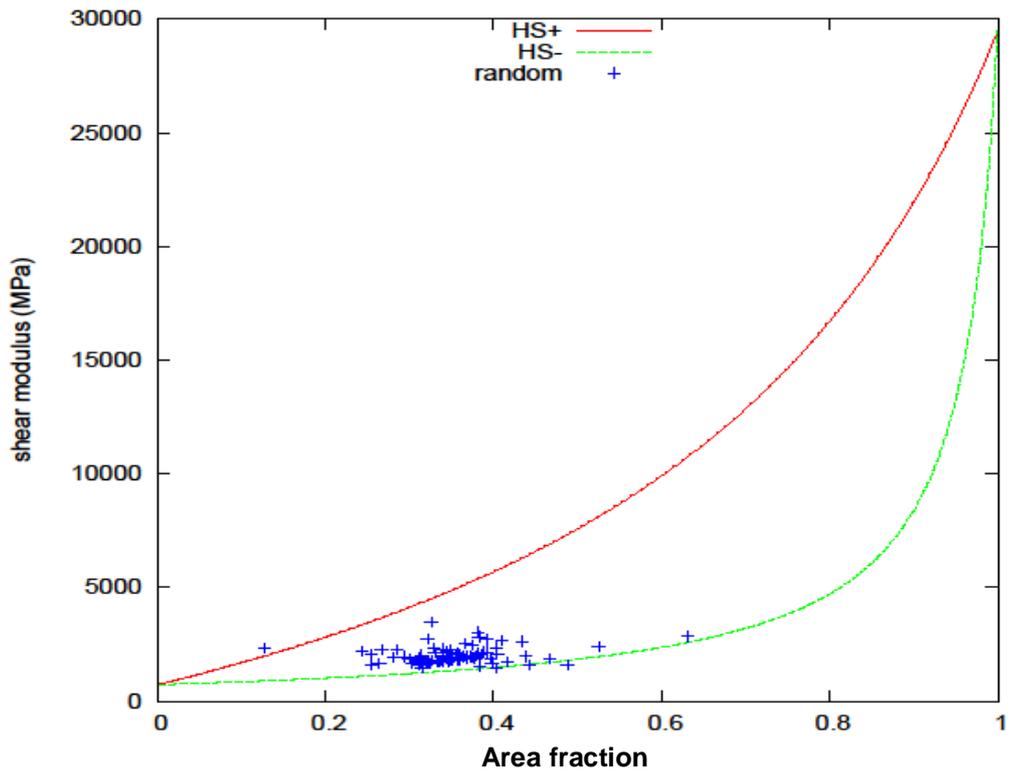


Figure 3-43. Bornes de Hashin-Shtrikman pour toutes les tailles étudiées.

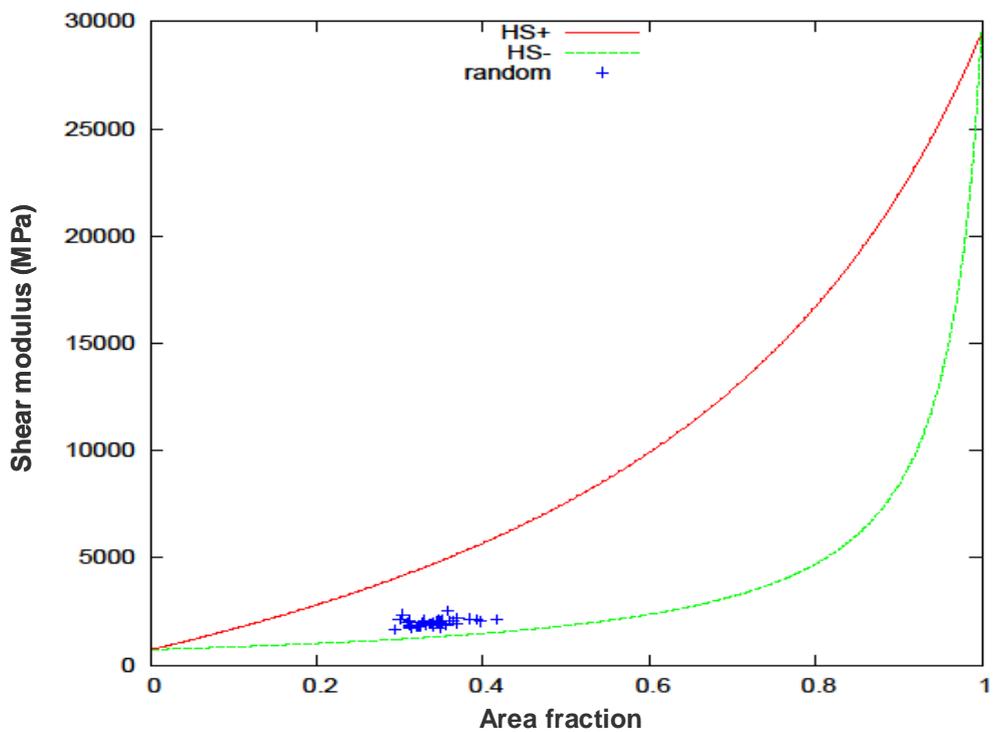


Figure 3-44. Bornes de Hashin-Shtrikman pour les tailles $S > RVE$

3-5 Comparaison entre les résultats expérimentaux et les propriétés effectives du VER

La connaissance du VER d'un matériau hétérogène est très utile car elle permet de prédire ses propriétés physiques dans des conditions de sollicitations particulières (simple ou complexe). Elle peut ainsi compléter la caractérisation au laboratoire (qui est bien entendu incontournable), en permettant une compréhension relativement rapide et précise de la réponse du matériau.

Pour vérifier la précision des résultats du VER déterminé dans la section précédente, ses propriétés effectives sont comparées aux valeurs mesurées par la procédure expérimentale. Le tableau 3-10 résume les résultats de cette comparaison.

Tableau 3-10. Comparaison entre les valeurs effectives du VER ($854 \times 854 \mu\text{m}^2$) et les résultats expérimentaux.

	Module de cisaillement transv	Module de compressibilité	Conductivité thermique	Fraction surfacique
Expérimental	2,1 GPa	6,91 GPa	-	40%
Numérique (VER)	2,01 GPa	5,94 GPa	$0,336 / 0,344 \text{ W.m}^{-1}\text{K}^{-1}$	40%

On observe que la fraction volumique obtenue expérimentalement par pyrolyse est la même que la fraction surfacique obtenue par analyse d'image (40%). Il faut noter que cette fraction surfacique est effectuée sur les images avant les opérations de segmentation. Car cette dernière a diminué la fraction surfacique des images sur lesquelles sont effectuées les simulations numériques de 3 à 4% environ. Ce qui pourrait expliquer la sous-estimation des valeurs effectives par la simulation numérique par rapport aux valeurs expérimentales (Tableau 3-10).

Par ailleurs, aucune comparaison numérique/expérimentale concernant la conductivité thermique n'est effectuée dans ce travail, car nous n'avons pas mené des essais expérimentaux pour cette propriété concernant le matériau étudié.

3-6 Conclusion

Dans le chapitre précédent, des essais expérimentaux ont été réalisés pour déterminer le comportement élastique linéaire du composite caractérisé par une matrice de rigidité isotrope transverse. C'est l'approche macroscopique.

Dans le présent chapitre, nous avons procédé à une analyse d'images (échelle microscopique et mésoscopique) effectuée sur 100 images pour chaque propriété étudiée. Cette étape a permis de mettre en évidence les différentes fluctuations de la microstructure (fraction surfacique locale, l'arrangement spatial des fibres) sur les modules élastiques et la conductivité thermique du composite. Ce qui a pour corollaire de définir un VER qui prend en compte toutes ces dispersions, et écarte de ce fait l'idée d'un VER constitué d'une seule fibre enrobée par la matrice pour ce genre de matériau.

Des outils statistiques et morphologiques tels que la portée intégrale et la covariance ont permis de déterminer le VER en fonction de l'erreur relative sur les mesures des propriétés. Mais à cette étape, les effets des conditions aux limites sur les VER sont méconnus.

L'homogénéisation par la méthode des EF a permis de déterminer le premier volume (surface en 2D) libre des effets des conditions aux limites, et qui sera le VER de la propriété mesurée. C'est en ce moment seulement qu'on peut parler de propriétés effectives.

Par ailleurs, il est montré que la propriété qui est la plus sensible à l'arrangement des fibres a le plus grand VER. C'est le cas du module de cisaillement transverse, dont le VER a une taille de $854 \mu\text{m}$ et contient 1310 fibres (en moyenne), avec une erreur relative associée de 1,87% pour 100 images étudiées.

La compressibilité est la propriété la moins sensible à l'arrangement des fibres, et par conséquent elle possède le plus petit VER (488 μm , avec une erreur relative de 2,17% pour $n=100$ images).

Le VER final de toutes ces propriétés est donc 854 x 854 μm^2 . Ses propriétés effectives sont comparées aux valeurs expérimentales, on observe globalement une bonne corrélation.

L'autre particularité de cette étude est de montrer que les bornes de Hashin-Shtrikman ne permettent une bonne prédiction des propriétés élastiques et thermiques du composite qu'à partir de la taille du VER. Cette prédiction est très mauvaise pour les tailles en dessous.

A partir de ces résultats, il est montré qu'on peut estimer les fluctuations des propriétés macroscopiques (modules élastiques et conductivité thermique) des composites à fibres continues, connaissant les fluctuations locales de la microstructure.

Cette démarche est applicable à l'assemblage pour prédire son comportement, connaissant les fluctuations de la microstructure du joint soudé.

PARTIE II : Assemblage des matériaux composites par soudage laser : caractérisation et modélisation

Bien caractériser pour mieux modéliser...

4 Assemblage des matériaux composites par soudage laser

Si l'utilisation des matériaux composites est une bonne alternative en matière de réduction de poids tout en conservant des performances physiques intéressantes, leur assemblage reste encore un vrai défi pour l'industrie. Les méthodes classiques d'assemblage des autres matériaux (les métaux par exemple) sont le plus souvent préjudiciables pour les structures en composite, en plus du poids supplémentaire qu'elles engendrent.

En effet, le vissage et le rivetage, par exemple, engendrent des phénomènes de délaminage et de concentrations de contraintes au niveau de l'assemblage.

Plusieurs techniques d'assemblage sont alors développées pour contourner cette difficulté. On distingue principalement le collage et l'assemblage par fusion du polymère.

Le collage est aujourd'hui l'une des méthodes les plus utilisées dans certains secteurs (aéronautique et automobile notamment). Bien que ce type d'assemblage ait déjà fait ses preuves depuis quelques décennies, il comporte encore plusieurs inconvénients comme la préparation de surface qui doit être minutieuse et qui devient délicate pour les surfaces complexes et étendues. Il doit également sa résistance à l'épaisseur du joint de colle (quelques centaines de micromètres) qui n'est pas toujours facile à maîtriser.

L'assemblage par fusion du polymère est également en train de devenir une technique à part entière avec des méthodes diverses et variées. On parle ainsi de soudage des composites (ou des matières plastiques). Cette technique d'assemblage nécessite une source d'énergie qui se répartie globalement en trois catégories : l'énergie thermique (soudage par résistance, air chaud...), la friction (vibration, ultrasons, rotation) et le rayonnement (laser, infrarouge, haute fréquence, induction).

De toutes ces techniques l'assemblage par soudage laser offre plusieurs avantages comme une meilleure apparence, la flexibilité du procédé, une faible zone affectée thermiquement (par conséquent, faibles déformations) et la réalisation de géométries complexes sans avoir besoin d'élément chauffant ou de mettre les parties à assembler en mouvement.

Ce chapitre est divisé en deux sections. Dans la première, nous parlerons du principe de l'assemblage des composites par soudage laser. Il s'agira de rappeler l'influence des fibres et de la matrice dans la soudabilité du matériau.

La deuxième section est consacrée au mode de dégradation du joint soudé. Elle permettra de situer les micro-déplacements dus aux sollicitations pour pouvoir mieux caractériser l'assemblage. En outre, elle permettra de faire des hypothèses pour le choix du modèle qui va caractériser la ruine de l'assemblage.

4-1 Principe du soudage laser

Le mot laser signifie : **L**ight **A**mplification by **S**timulated **E**mission of **R**adiation (Amplification de la lumière par émission stimulée de radiation).

Le principe est basé sur les processus d'interaction entre la lumière et la matière dont les atomes acquièrent l'énergie du rayonnement qui est transformée en chaleur. L'amplification de ce rayonnement permet de produire l'effet laser.

Le principe du soudage laser des composites consiste à assembler deux parties, aux propriétés chimiques identiques (mêmes constituants en fibres et matrice), mais aux propriétés optiques différentes. L'une des plaques est constituée du composite à son état naturel tandis que l'autre partie comporte des pigments de noir de carbone. On parle alors de parties absorbante et transparente (Figure 4-1). Pendant le soudage, la partie dite transparente est traversée par les longueurs d'onde du faisceau laser qui sont transformées en chaleur au contact de la partie absorbante. Ce qui provoque la fusion locale de la partie absorbante et qui va faire fondre localement la partie transparente par conduction. Le refroidissement de la zone fondue devient le joint soudé qui va assembler les deux parties [JOL, Techniques de l'ingénieur] (Figure 4-2).



Figure 4-1. a) Composite naturel (partie transparente); b) Composite avec du noir de carbone (partie absorbante)

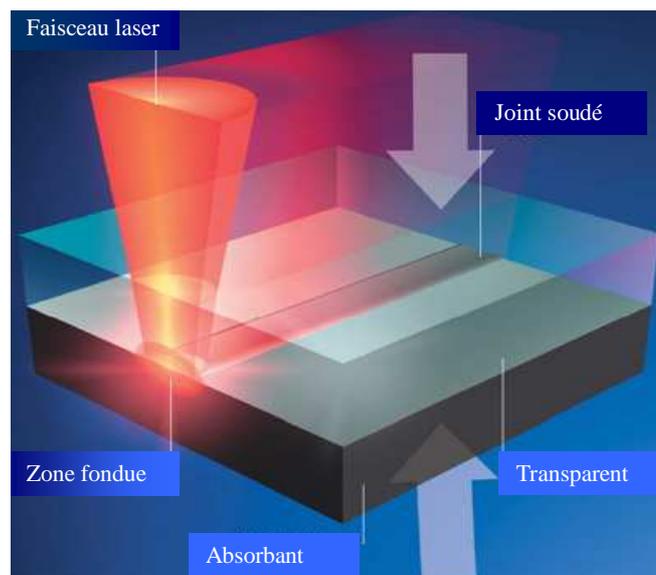
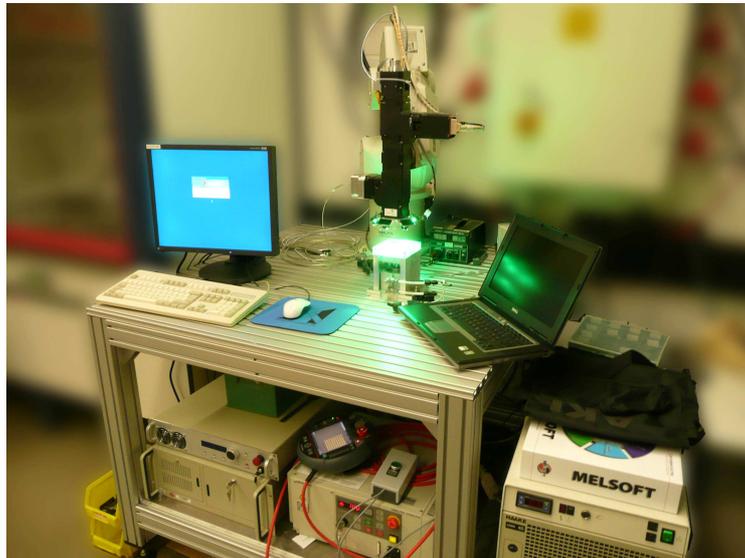
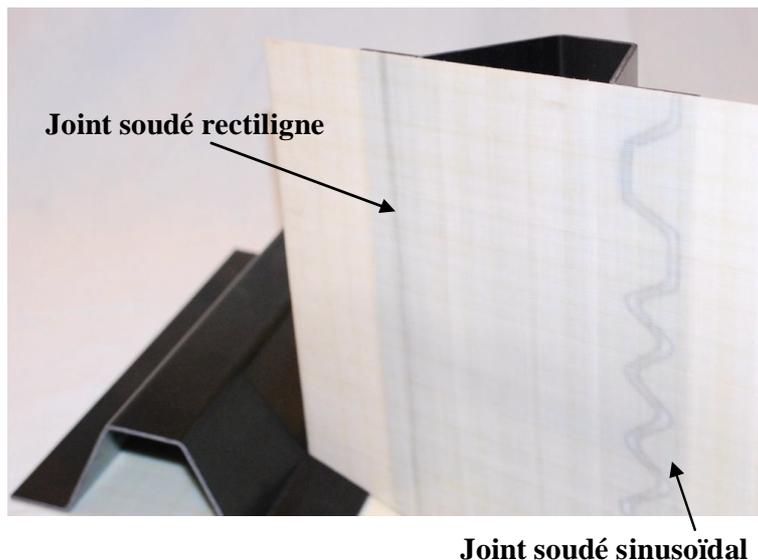


Figure 4-2. Principe de l'assemblage par soudage laser [KNA *et al*, 2010].

Dans cette étude, nous avons utilisé un laser à diode de longueur d'onde $\lambda = 940 \text{ nm}$, de puissance 70 W, articulé sur un robot (Figure 4-3-a) pour faciliter la réalisation de cordons à géométrie variable (Figure 4-3-b). Le diamètre du faisceau est de 5mm.



a)



b)

Figure 4-3. a) Matériel de soudage laser, b) différentes géométries du joint soudé.

Deux types de paramètres doivent par ailleurs être contrôlés pour obtenir un bon assemblage. Les paramètres liés au procédé de soudage et ceux liés aux matériaux assemblés.

Concernant le procédé, les paramètres à contrôler sont la pression de contact entre les deux plaques, la vitesse du faisceau laser et la puissance.

Dans un premier temps, nous fixons comme critère de choix du jeu de paramètres, une homogénéité de la surface visible (extérieure) du joint soudé sur toute la partie assemblée. Ce critère est vérifié par un simple contrôle visuel. Pour les meilleurs paramètres, les éprouvettes sont découpées au microtome puis observées au microscope optique, après une opération de polissage, pour vérifier la profondeur du joint soudé, dont dépend beaucoup la résistance

mécanique de l'assemblage [BAP *et al*, 2009]. Le jeu de paramètres qui est alors retenu est donné dans le tableau 4-1.

Tableau 4-1. Jeu de paramètres pour le soudage laser

Vitesse d'assemblage	Pression	Puissance
3m.mn^{-1}	4 bars	40 W

Quant aux paramètres liés au matériau, il s'agit de la matrice et de la fraction volumique des fibres, autant que de leur distribution au sein de la microstructure.

4-1-1 Influence des fibres dans le soudage

Outre l'amélioration des caractéristiques mécaniques, les fibres jouent un rôle de régulateur de la chaleur pendant le soudage, étant 5 fois plus conductrices que la matrice. On peut ainsi observer la différence entre deux échantillons soudés avec les mêmes paramètres, dont l'un est renforcé par des fibres de verre (Figure 4-4). L'absence des fibres a provoqué une dégradation du polymère par le faisceau laser (Figure 4-4-a).

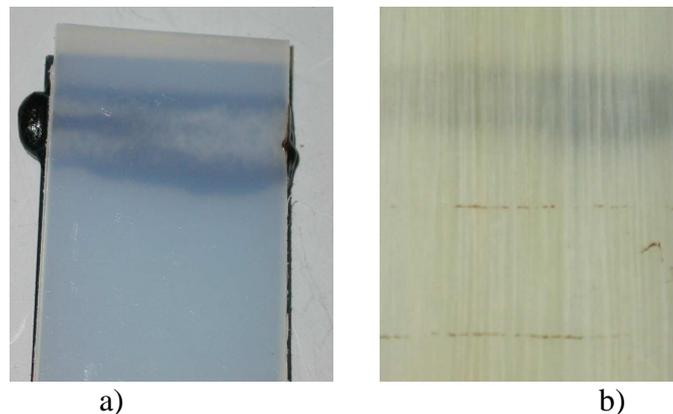


Figure 4-4. Assemblage par soudage laser. a) Polymère non renforcé, b) Polymère renforcé par des fibres de verre.

En revanche, les fibres de verre réagissent parfois comme des petits miroirs qui réfléchissent la lumière du faisceau laser en diminuant ainsi l'énergie transmise à l'interface des deux parties à assembler. Dans une étude, [ABE et KNA, 2007] ont en effet étudié la diffusion de la radiation du faisceau laser à travers un polymère thermoplastique (PP) renforcé par des fibres de verre courtes. Ils ont montré, en utilisant un spectrophotomètre, qu'au-delà de 10% de fraction volumique de fibres, l'énergie transmise commence à décroître. Avec 40% de fraction volumique de fibres, seule 45% de l'énergie est transmise à l'interface, et avec 50% de fraction volumique de fibres, seule 30% de l'énergie est transmise.

On peut donc conclure que malgré l'apport des fibres en termes de tenue mécanique et de régulation thermique, leur pourcentage ainsi que leur distribution spatiale peuvent être préjudiciables pour la qualité du soudage, et donc pour la performance de l'assemblage.

Dans la présente étude, nous n'avons pas mesuré l'énergie transmise à l'interface en fonction de la fraction volumique des fibres, car notre démarche, à ce niveau, consiste à fixer les paramètres qui garantissent une meilleure tenue mécanique en vue de la caractérisation et de la modélisation du comportement du joint soudé.

Par ailleurs, nous avons vu précédemment que la conductivité thermique du composite est différente suivant la direction du gradient thermique par rapport à l'orientation des fibres. Elle est plus homogène et mieux répartie dans la microstructure lorsque le gradient de température est perpendiculaire aux faisceaux des fibres.

Nous allons donc tester le joint soudé dans les deux configurations (faisceau laser perpendiculaire et parallèle aux faisceaux des fibres, figure 4-5), pour pouvoir retenir la configuration sur laquelle va se construire notre démarche de caractérisation.

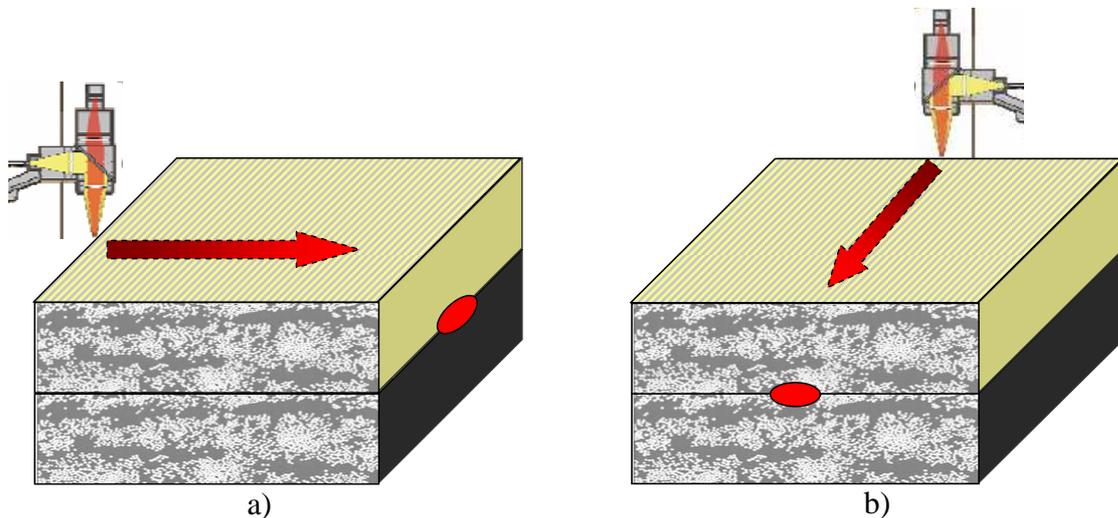


Figure 4-5. Directions du rayon laser par rapport aux faisceaux des fibres pendant le soudage : a) perpendiculaire, b) parallèle.

4-1-2 Influence de la matrice

La matrice joue également un rôle prépondérant, car c'est sa fusion qui assure l'assemblage. Un pourcentage relativement faible de matrice à l'interface (donc pourcentage de fibres élevé) produit une mauvaise interpénétration du polymère des deux parties à assembler. Ce qui conduit à un mauvais assemblage qui se traduit par une rupture adhésive (Figure 4-6-b) lors de la sollicitation mécanique. On note, par ailleurs, une rupture cohésive du joint soudé lorsque l'assemblage est bien effectué (Figures 4-6-a et c).

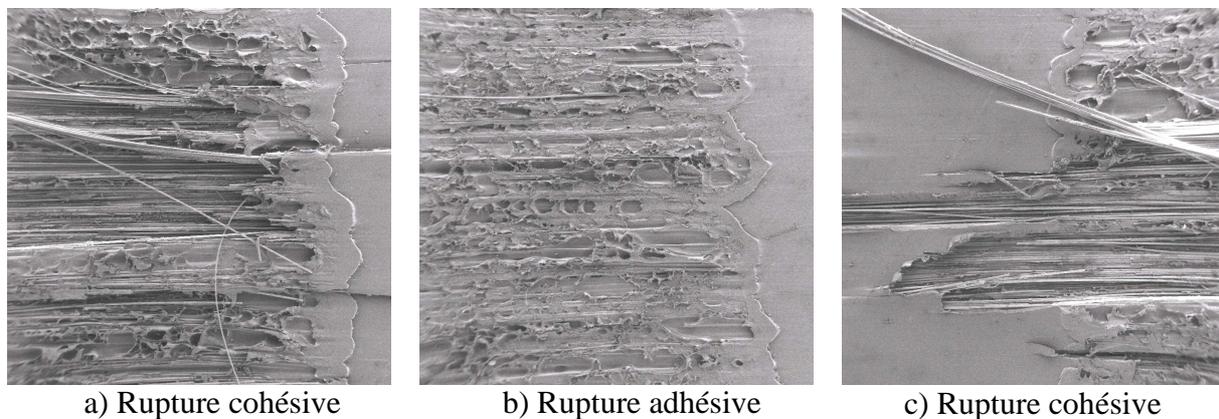


Figure 4-6. Rupture du joint soudé (Images MEB).

Un compromis doit donc être trouvé entre les pourcentages des fibres et de la matrice pour obtenir une bonne qualité du joint soudé, tant du point de vue de l'apparence que des performances mécaniques.

Au niveau de la partie transparente, les additifs et la nature de la matrice peuvent également diminuer sa transparence et provoquer aussi de la diffusion au sein du matériau lors du soudage [ABE et KNA, 2007].

Enfin, les matériaux assemblés doivent également avoir des interfaces lisses pour assurer un meilleur contact lors du passage du faisceau laser.

4-2 Sollicitation du joint soudé et mode de dégradation

Au cours de la sollicitation mécanique de l'assemblage, il est important de savoir ce que mesure le capteur de déplacement au sein de l'éprouvette. Car il peut mesurer les micro-déplacements dans le joint soudé, ou bien dans le composite à assembler, ou bien dans les deux en même temps. De cette exigence dépendra la rigueur de la démarche de caractérisation et la précision des résultats pour le dimensionnement.

Pour cette analyse, nous utilisons des éprouvettes de type simple-recouvrement (Figure 4-7-a). C'est une géométrie qui est facile à réaliser et à travers laquelle on peut obtenir assez rapidement des informations de base sur les assemblages des polymères ou des composites.

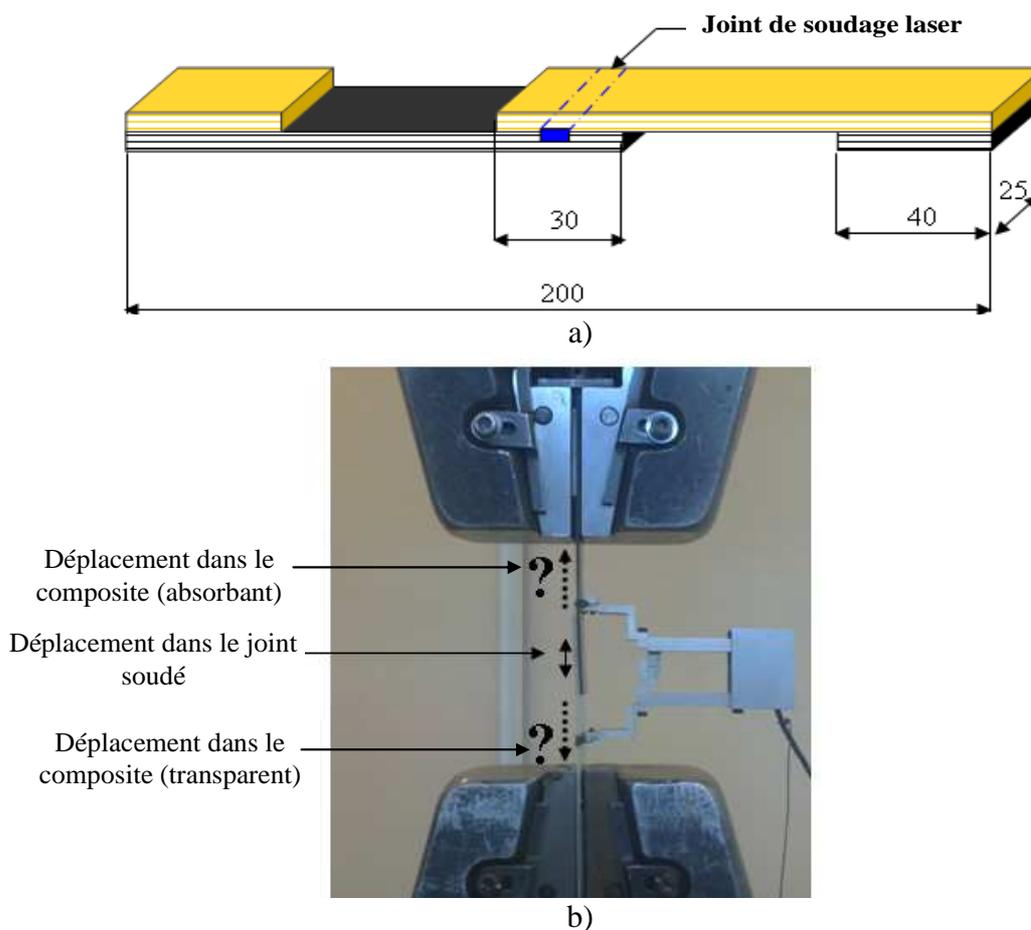


Figure 4-7. a) Géométrie des éprouvettes simple-recouvrement, b) Mesure du déplacement au cours de la sollicitation.

4-2-1 Tests par émission acoustique (EA)

L'émission acoustique est un phénomène de libération d'énergie sous forme d'ondes élastiques transitoires résultant de micro-déplacements locaux internes au sein d'un matériau soumis à sollicitation (AFNOR NF A 09-350). Ces ondes élastiques se déplacent jusqu'à la surface du matériau où elles sont détectées par des capteurs piézo-électriques (PAC micro 80). Cette détection est facilitée par l'utilisation d'un gel silicone entre les capteurs et la surface du matériau. Le signal reçu par les capteurs est ensuite amplifié (amplificateurs de 40 dB) pour être traité par des logiciels appropriés (Noesis) afin d'obtenir les ondes d'émission acoustiques (discrètes ou continues) capables de donner des interprétations physiques sur la réponse du matériau. Cette chaîne de mesure est résumée dans la figure 4-8.

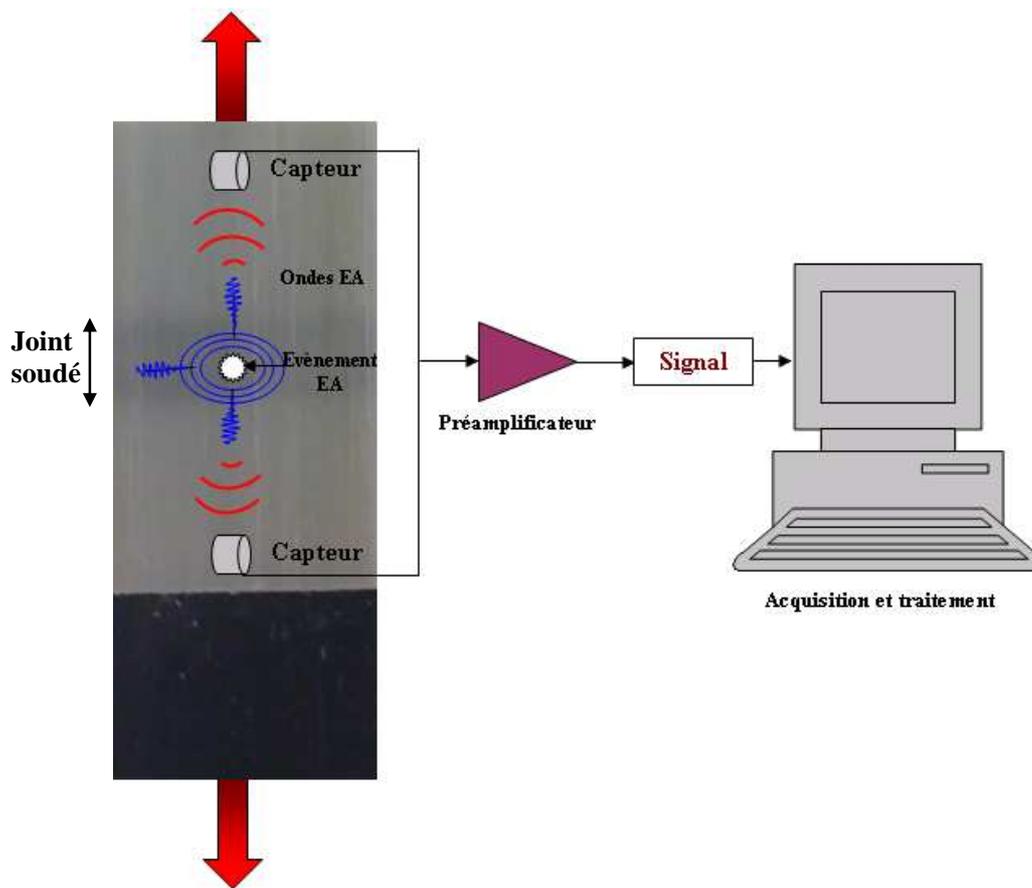


Figure 4-8. Schéma de la chaîne d'émission acoustique.

Le dispositif des essais EA utilisé dans ce travail est donné dans la figure 4-9.

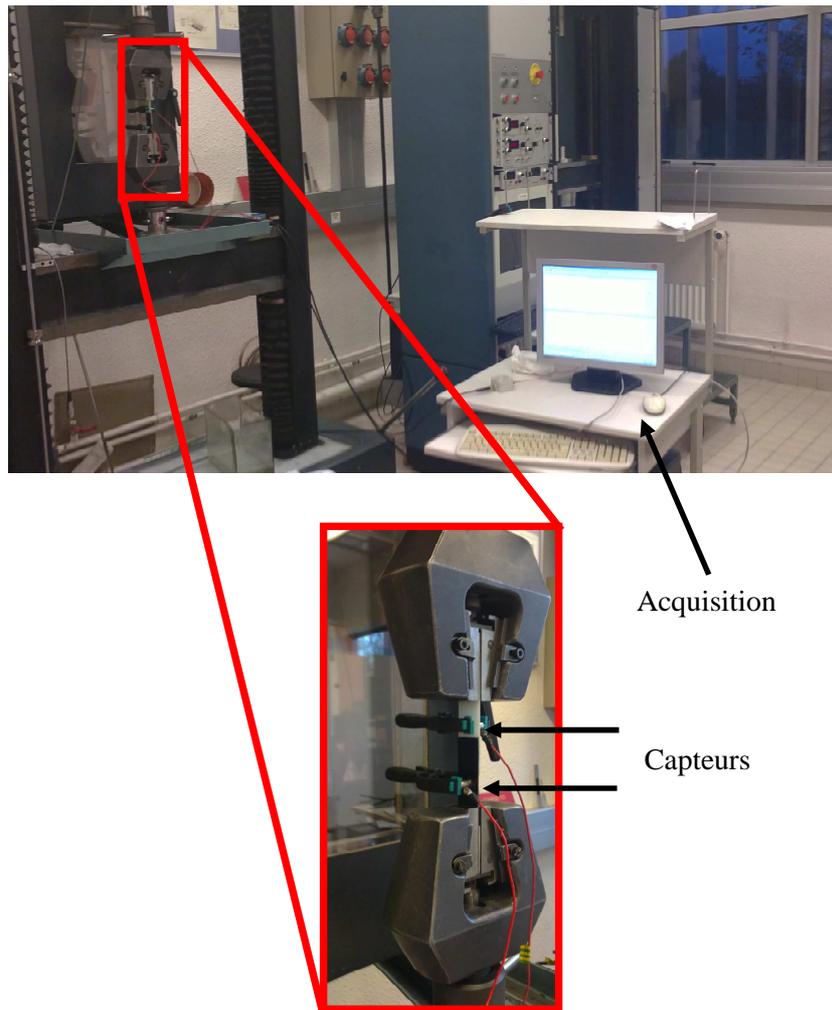


Figure 4-9. Dispositif d'essai et d'acquisition des tests EA.

Plusieurs phénomènes physiques peuvent être à l'origine des activités acoustiques [HUG, 2002], [NIM et REN, 2009]:

- Fissuration,
- Amorçage et propagation de fissures,
- Corrosion, érosion,
- Rupture de fibres, délaminage, fissuration de la matrice (matériaux composites),
- Frottement
- Fuites (liquide, gaz)

Ces différents mécanismes physiques sont identifiés grâce à l'interprétation des signaux EA (ou salves) à travers certains paramètres pertinents. Les paramètres les plus couramment rencontrés sont [HUG, 2002] :

- L'amplitude, ou crête, (dB),
- La durée. Elle correspond au temps qui sépare le premier et le dernier dépassement de seuil,

- Le nombre de coups. Il correspond au nombre de franchissements de seuil par le signal sur toute sa durée
- Le nombre de coups au pic. Il correspond au nombre de franchissements de seuil par le signal entre le premier dépassement de seuil et l'amplitude maximale
- Le temps de montée. Il correspond au temps qui sépare le premier dépassement de seuil et l'amplitude maximale du signal
- La fréquence moyenne. Elle correspond au nombre de coups d'une salve divisée par sa durée.
- L'énergie du signal

Ces paramètres sont résumés dans la figure 4-10 suivante.

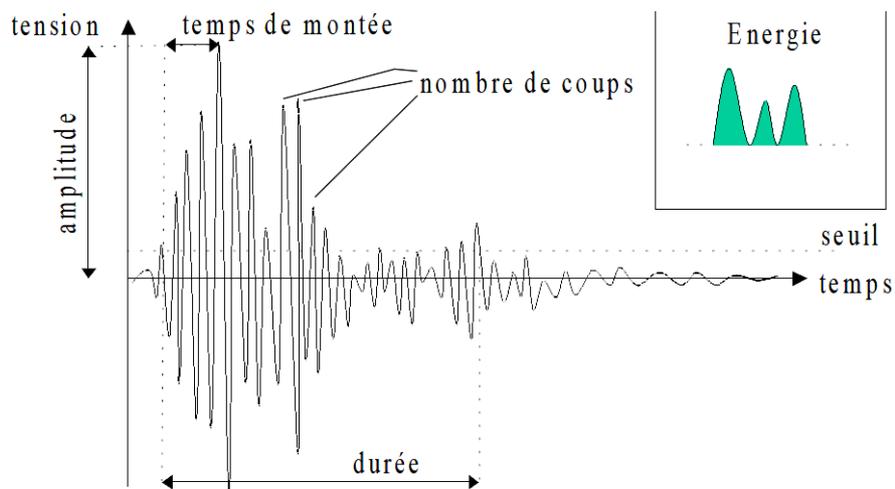


Figure 4-10. Principaux paramètres mesurés sur une salve d'émission acoustique [HUG, 2002].

Le seuil est la valeur légèrement supérieure au bruit de fond (> 40 dB) et à partir duquel les activités acoustiques sont jugées exploitables.

Avant les essais, un réglage des paramètres liés aux ondes acoustiques est effectué grâce à la rupture de mines de crayon sur le matériau.

Pour distinguer les phénomènes acoustiques au sein du composite de ceux au niveau du joint soudé, les analyses ont d'abord été réalisées sur le composite sans le soudage.

4-2-1-1 Activités acoustiques dans le composite.

Dans un premier temps, on localise la zone dans laquelle les activités acoustiques sont considérées au sein du matériau composite (Figure 4-11). Cette zone de localisation (30 mm) est égale à la longueur de recouvrement dans le cas des éprouvettes soudées, et permet d'être relativement loin des mors pour minimiser les effets des bruits de fond.

Après quelques essais sur les éprouvettes simple-recouvrement, nous nous étions rendu compte que l'assemblage ne dépassait pas 315 daN de résistance. Le composite sera donc sollicité jusqu'à cette valeur seuil pour relever ses activités acoustiques.

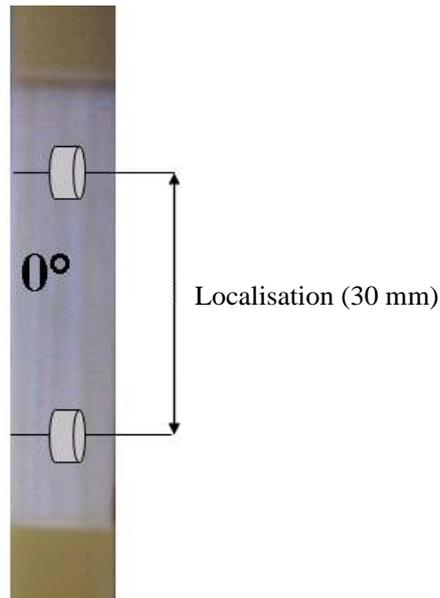


Figure 4-11. Zone de localisation des activités acoustiques dans le composite.

Les paramètres analysés sont l'amplitude du signal (en fonction de la fréquence moyenne) et la densité de l'énergie (en fonction de la durée). On observe alors que l'amplitude du signal ne dépasse pas 64 dB dans le composite, et que la valeur de l'énergie ne dépasse pas 500 aJ ($1 \text{ aJ} = 10^{-21} \text{ Joule}$), figures 4-12 et 4-13.

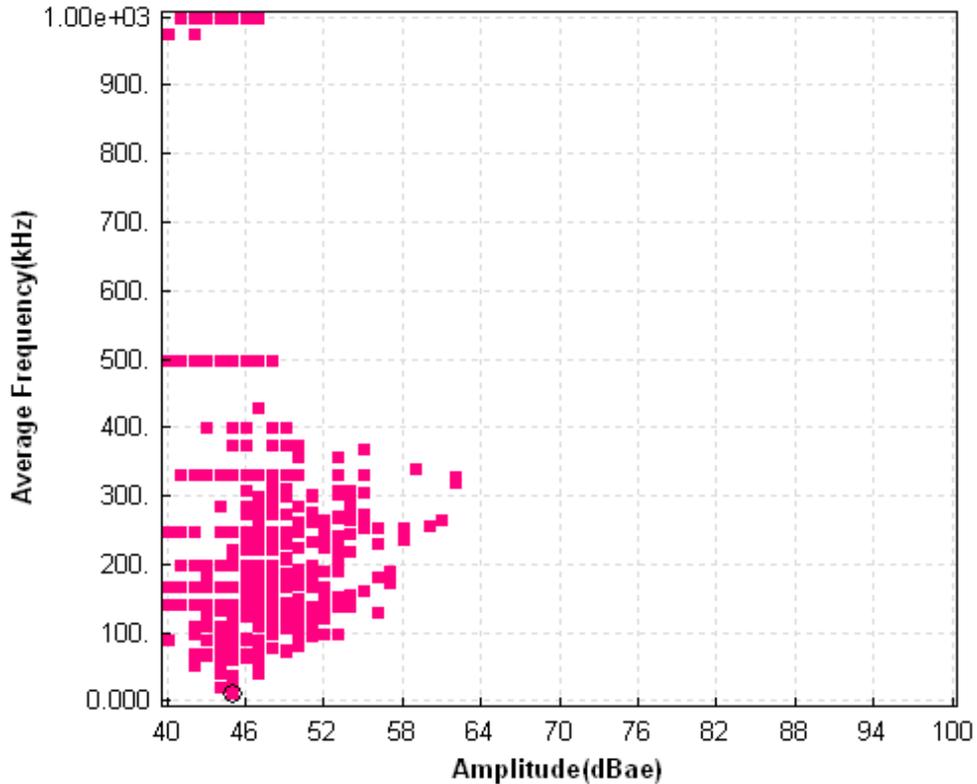


Figure 4-12. Amplitude du signal dans le composite soumis à une charge maximale de 315 daN.

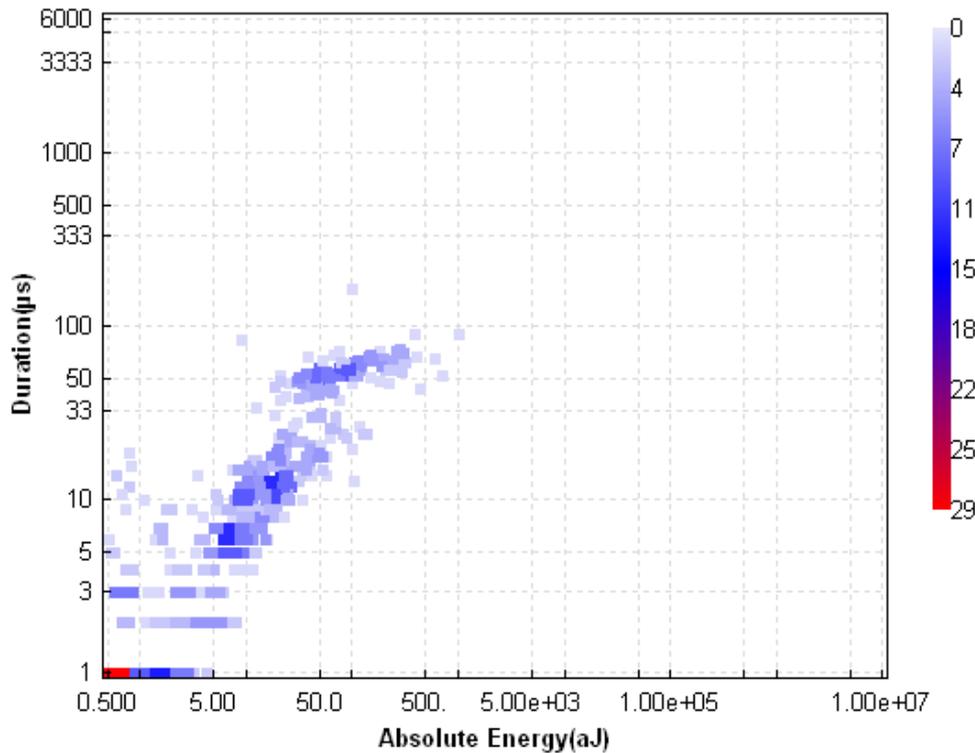


Figure 4-13. Densité de l'énergie du signal dans le composite soumis à une charge maximale de 315 daN.

Ces résultats nous permettront de faire les discriminations suivantes pour les éprouvettes soudées:

- Les amplitudes inférieures ou égales à 64 dB proviennent du composite et, (probablement) de la zone soudée.
- Les amplitudes supérieures à 64 dB proviennent uniquement de la zone soudée.
- Les valeurs de l'énergie supérieures à 500 aJ proviennent uniquement de la zone soudée.

On peut noter, grâce à la valeur de l'amplitude du signal (64dB), que l'endommagement produit par la sollicitation (315 daN) est marqué par des microfissures au sein de la matrice. A ce niveau de sollicitation, il n'y a alors ni rupture ni arrachement de fibres dans le composite.

4-2-1-2 Activités acoustiques dans le joint soudé.

Pour relever les activités acoustiques dans le joint soudé, les éprouvettes sont sollicitées jusqu'à la rupture. La localisation permet de centrer les analyses sur la largeur de la zone soudée (5 mm), figure 4-8. Ici (seulement), quand nous parlons de composite, il s'agit de la partie du composite qui se trouve dans la largeur de la zone soudée (5mm).

Partant des discriminations faites précédemment, on observe que l'amplitude du signal atteint 90 dB environ dans la zone soudée (Figure 4-14). Cette valeur correspond à une rupture des fibres, ou leur arrachement (pull out) [HUG, 2002], [NIM et REN, 2009]. Ce qui est confirmé par les faciès de rupture donnés dans la figure 4-6.

On observe également que la densité d'énergie ainsi que celle de l'amplitude du signal sont concentrées dans le joint soudé (Figures 4-14 et 4-15). Cela prouve que les micro-

déplacements y sont localisés pendant la sollicitation. Ce qui permet alors de faire l'hypothèse que le capteur de déplacement mesure quasi exclusivement ces micro-déplacements, au détriment de ceux qui seraient présents dans le composite.

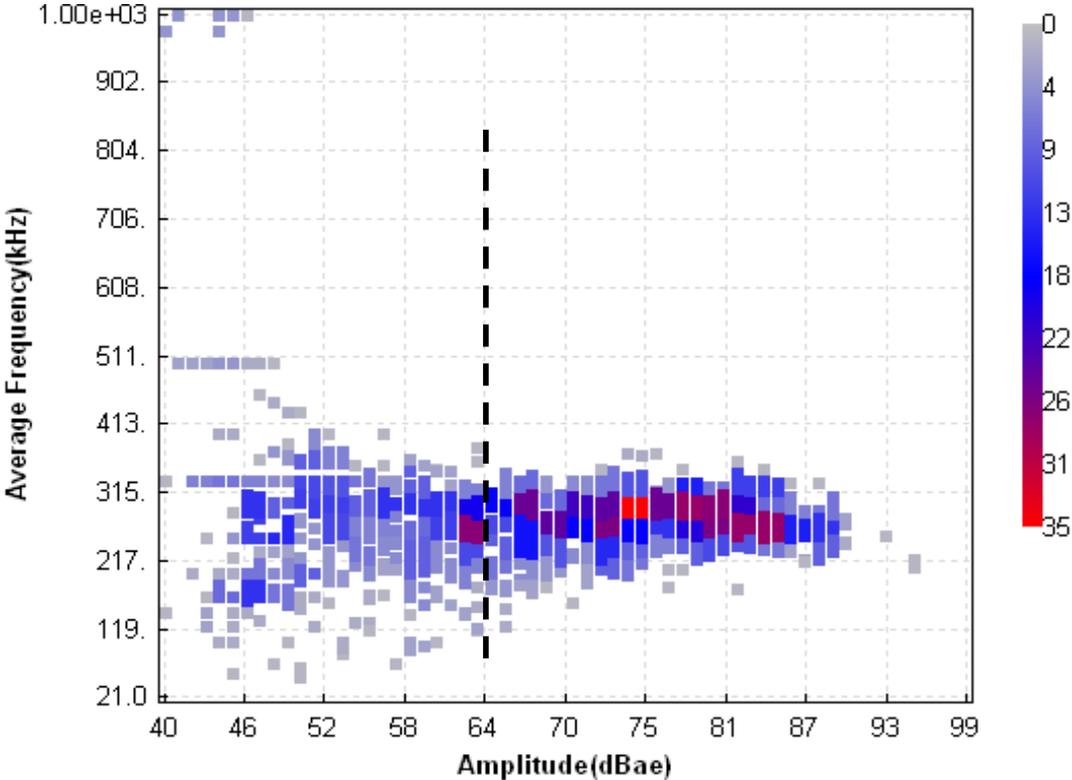


Figure 4-14. Densité de l'amplitude du signal (en fonction de la fréquence moyenne) dans l'éprouvette soudée (simple-recouvrement).

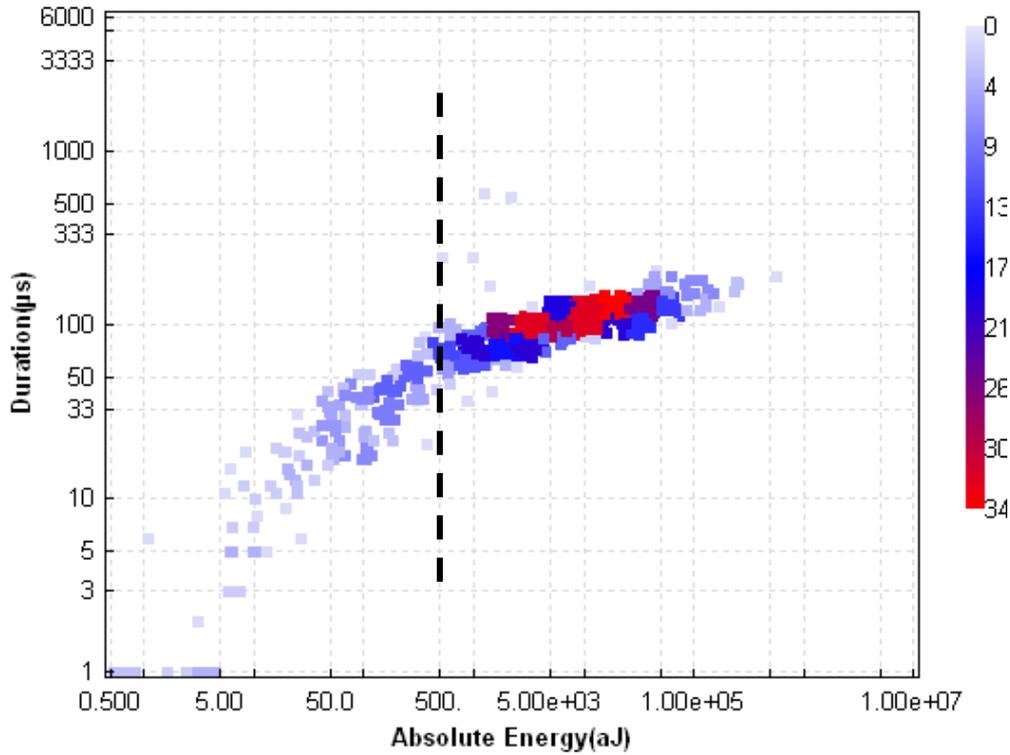


Figure 4-15. Densité de l'énergie du signal (en fonction de la durée) dans l'éprouvette soudée (simple-recouvrement).

4-2-2 Dégradation du joint soudé.

Suite aux analyses par émission acoustique réalisées sur les éprouvettes simple-recouvrement soumises à une sollicitation de traction, on observe que le nombre de coups croît de manière quasi brutale dans le joint soudé (Figure 4-16). Nous avons alors fait l'hypothèse que l'instabilité créée par les premières microfissures est à l'origine de la rupture finale de l'assemblage. Ce qui nous permet de faire l'hypothèse de l'existence d'un maillon faible dans le joint soudé. Notons que cette hypothèse reste quand même discutable, car il y'a eu un temps de retard (d'une centaine de secondes) avant le début de cette propagation.

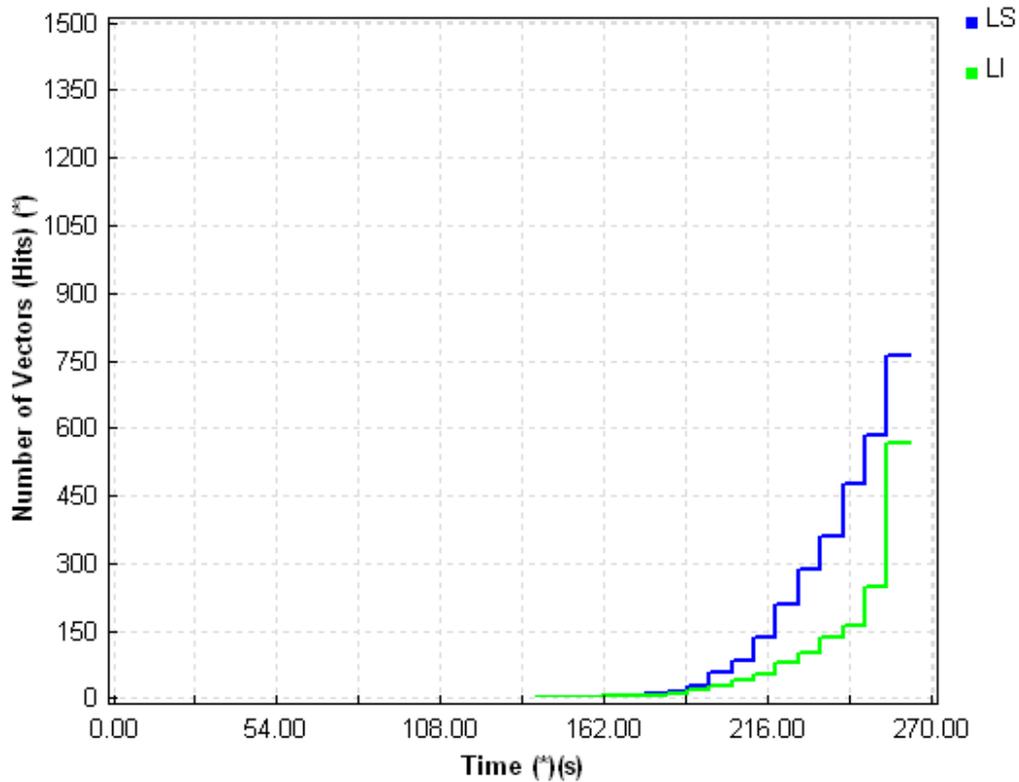


Figure 4-16. Evolution du nombre de coups en fonction du temps. LS dans la zone soudée exclusivement (> 64 dB), LI dans le composite et la zone soudée sur une largeur de 5 mm (< 64 dB)).

4-3 Conclusion

Nous venons de voir que la qualité des assemblages des composites par soudage laser est fortement tributaire de la nature des matériaux à assembler ainsi que de la répartition des fibres dans la matrice et des paramètres du procédé. Tous ces éléments sont complémentaires et leur maîtrise permettra de vulgariser cette technique aux structures mécano-soudées plus complexes.

Des tests par émission acoustique ont montré que les micro-déplacements sont principalement concentrés dans le joint soudé. Ce qui permet d'envisager leur caractérisation mécanique sans que celle-ci ne soit réellement perturbée par le comportement conjoint du composite.

En outre, ces tests nous ont permis de faire l'hypothèse de l'existence d'un maillon faible au sein du joint soudé. Nous avons tout de même noté que cette hypothèse reste discutable à cause d'un léger retard avant la propagation brutale des activités acoustiques au sein de l'assemblage. Ce qui pourrait être dû à une taille critique de défaut qui serait à l'origine de la rupture. Des analyses complémentaires seront alors nécessaires pour mieux distinguer la cause et l'origine de la rupture au sein de l'assemblage. Néanmoins, l'hypothèse du maillon faible est retenue pour une première approximation.

Chapitre 5

5 Caractérisation mécanique du joint soudé

Pour que le procédé de soudage laser soit vulgarisé dans tous les secteurs de la mécanique, il faut d'une part connaître les performances réelles intrinsèques du joint soudé, mais également, et surtout, savoir prédire son comportement à travers des modèles basés sur des lois physiques. La question qui se pose est alors : comment caractériser correctement un joint si petit, et de surcroît confiné, pour alimenter une base de données qui peut servir au dimensionnement des assemblages ou à la conception ? La réponse à cette question fera l'objet de la suite de ce travail.

5-1 Détermination des caractéristiques mécaniques du joint soudé

Des observations microscopiques (microscopie optique) à travers une coupe transversale montrent la présence de fibres dans la zone soudée, (Figure 5-1). Celle-ci peut alors être considérée comme un troisième composite unidirectionnel confiné entre les plaques transparente et absorbante.

La première difficulté reste la mesure de la géométrie de cette zone d'assemblage. Car, si les paramètres de soudage sont choisis pour obtenir une largeur de l'interface du joint soudé quasi homogène (5 mm), il est cependant impossible de contrôler la profondeur de la matière fondue qui lie les deux parties assemblées. En effet, la dispersion de l'hétérogénéité de la microstructure confère au matériau des propriétés locales différentes, comme il a été montré précédemment. Ainsi, dans la réalité aucun joint soudé n'a de caractéristiques géométriques identiques à un autre. La seule similitude observée est la forme pseudo-ellipsoïdale (ou de lentille) de la section droite (Figure 5-1). Néanmoins, et dans un souci de simplification, nous allons considérer une profondeur moyenne de 500 μm .

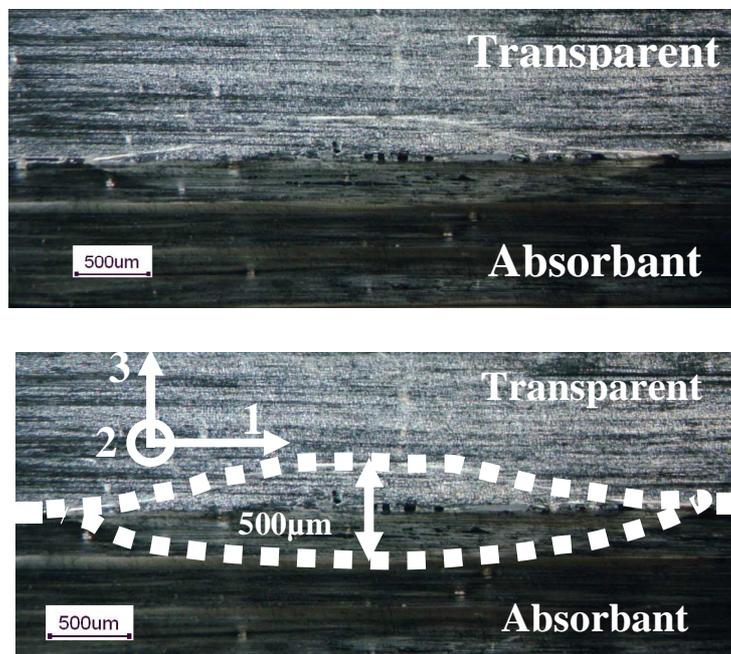


Figure 5-1. Coupe transversale du joint soudé.

5-1-1 Essai de type simple-recouvrement (lap-shear test)

La caractérisation mécanique des assemblages (collage, soudage, etc.) se fait dans beaucoup de cas sur des éprouvettes de type simple-recouvrement (Figures 4-7-a et 5-2) [AGE, 2000, 2001], [RUS, 2003], [STA et BER, 2005], [GHA et MAL, 2005], [KNA *et al*, 2010].

Ce choix s'explique, comme nous le disions tantôt, par la facilité de fabrication de ces types d'éprouvettes et la rapidité (relative) d'obtention des résultats pour établir les premières analyses sur les propriétés mesurées.

Nous avons précédemment indiqué que deux types de joints soudés seront comparés afin de choisir la configuration qui sera retenue pour la suite de l'étude. Pour ce faire, les éprouvettes sont assemblées en fonction de la direction parallèle ou perpendiculaire du faisceau laser par rapport à la direction des fibres (Figure 5-2). Nous les notons respectivement E0 et E90.

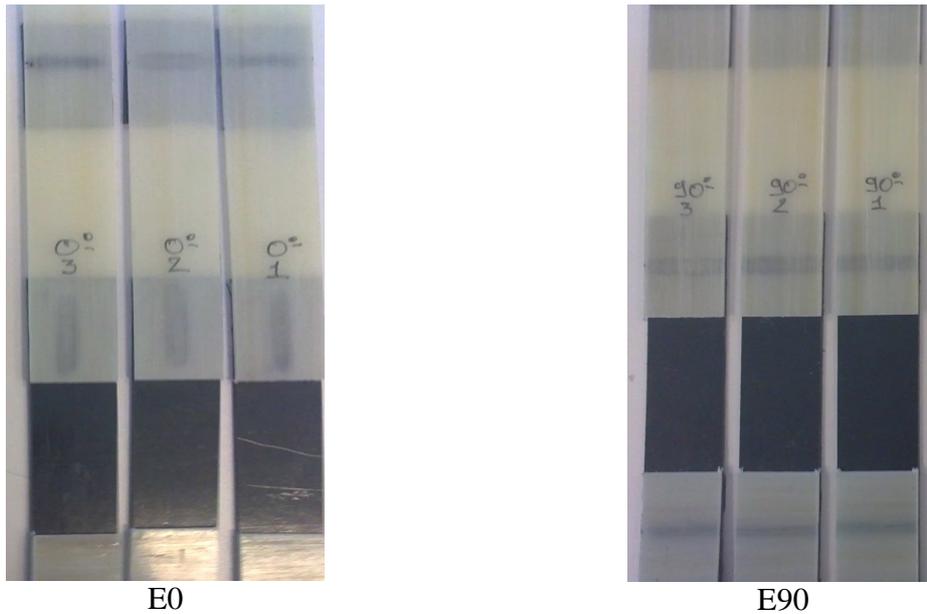


Figure 5-2. Différentes configurations du joint soudé.

Le pilotage de l'essai se fait en déplacement de la traverse à une vitesse de 0,25 mm/mn jusqu'à la rupture du joint soudé.

Pour pouvoir mieux comparer les deux configurations de soudage nous avons choisi de diviser la force par la surface du joint soudé dans chaque essai. Il n'est pas tout à fait exact d'affirmer, en toute rigueur, qu'il s'agit d'une contrainte de cisaillement. Mais nous allons l'appeler tout de même « contrainte ». Pour pouvoir obtenir cette « contrainte », la surface de chaque joint est calculée par analyse d'image après chaque essai.

Les premiers résultats montrent une meilleure tenue de la configuration E90 par rapport à la configuration E0 (Tableau 5-1), avec une dispersion au niveau des contraintes à rupture qui est dans le même ordre de grandeur, même si ces dispersions semblent beaucoup plus prononcées sur la figure 5-3 (configuration E90). On note en revanche un faible niveau de déplacement avant la rupture du joint dans la configuration E90 (une moyenne de 0,2mm, tandis que celui de la configuration E0 est d'environ 0,4 mm, soit deux fois plus).

Tableau 5-1. Résultats des essais mécaniques sur les éprouvettes E90 et E0

Contrainte à rupture	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
E90	22,6 MPa	15,83 %	[21 – 24,2] MPa
E0	15,8 MPa	16,48 %	[14,1 – 17,5] MPa

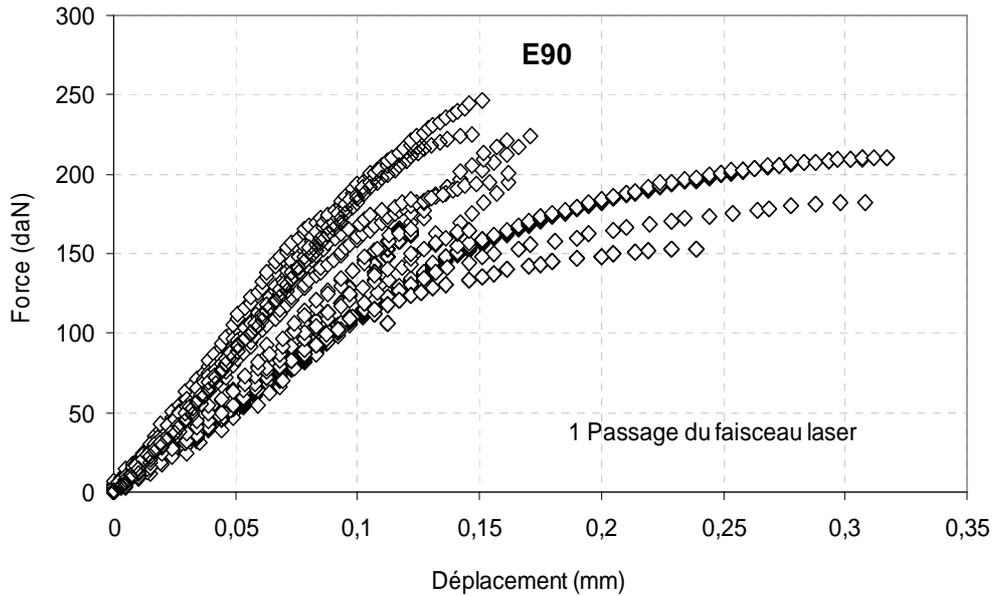


Figure 5-3. Résultats des essais sur les éprouvettes E90.

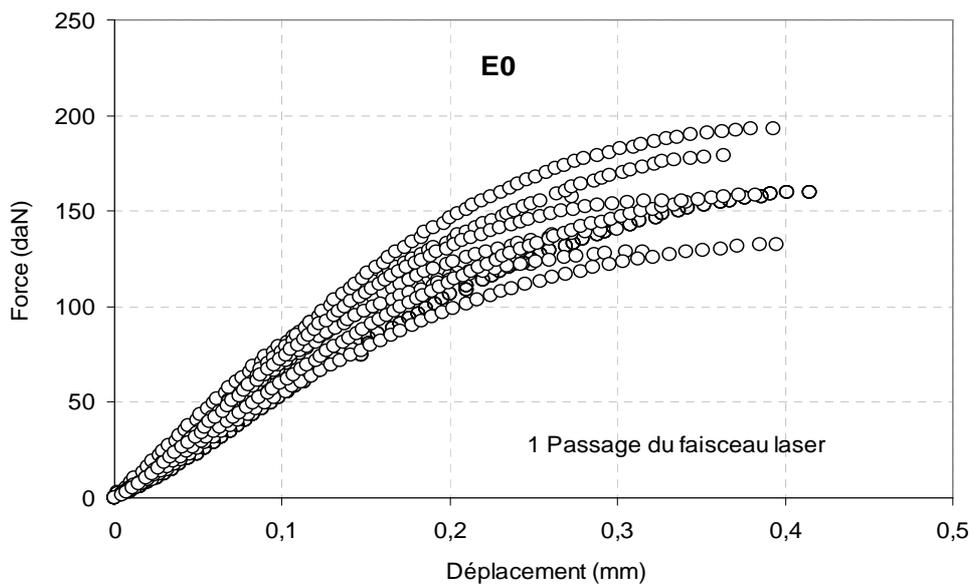


Figure 5-4. Résultats des essais sur les éprouvettes E0.

Bien que ce niveau de résistance soit supérieur à celui atteint par le soudage par vibration [GHA et MAL, 2005], et égal à celui atteint par certains adhésifs structuraux sur matériaux composites [COG, Techniques de l'Ingénieur], ces résultats nous ont paru relativement faibles pour le joint soudé, au vue de la nature du faciès de rupture (arrachement des fibres, figure 4 6). Nous avons donc vérifié les surfaces de contact des éprouvettes qui ont été les moins performantes lors des essais mécaniques. C'est ainsi que nous avons remarqué que dans la configuration E90, la surface soudée n'est pas toujours égale à celle qui est balayée par le faisceau laser. Ceci, à cause (probablement) de la fraction volumique locale et de la disposition des fibres (Figure 5-5) qui empêchent localement la fusion du polymère.



Figure 5-5. Surfaces soudées de deux éprouvettes E90.

Dans cette situation, la solution qui pourrait paraître évidente serait d'augmenter l'énergie du laser pour assurer la fusion du polymère sur la partie balayée par le faisceau laser et obtenir une surface de soudage continue et homogène. Mais cette solution a eu l'inconvénient de dégrader la matrice et de créer des porosités dans le joint soudé, comme on peut le voir sur les images obtenues après polissage et observation au microscope électronique à balayage (Figure 5-6).

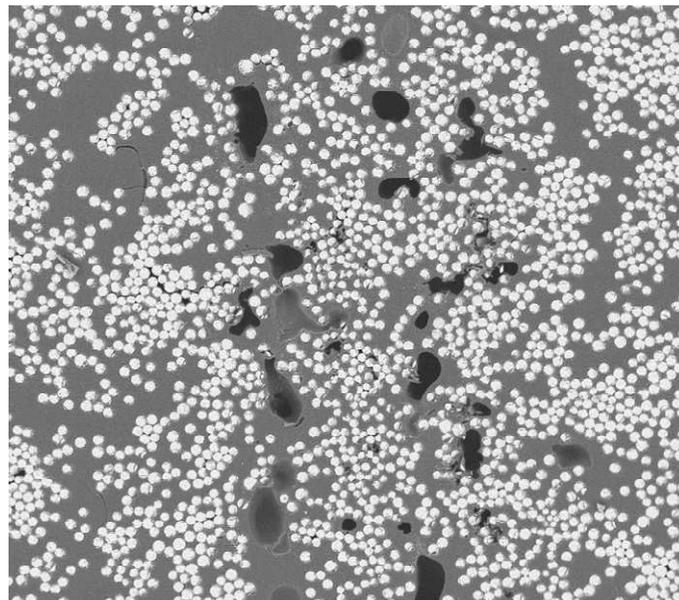


Figure 5-6. Dégradation du polymère suite à l'augmentation de l'énergie du laser.

C'est ainsi que nous avons opté pour une solution pratique qui consiste à maintenir les paramètres choisis précédemment (puisque'ils ne dégradent pas la matrice) et faire repasser le faisceau laser une deuxième fois sur les plaques à assembler. C'est la technique du double passage. Les résultats se sont alors nettement améliorés. En effet, la tenue mécanique a augmenté de 23% pour les éprouvettes E0 et de 10% pour les éprouvettes E90. Parallèlement, le coefficient de variation dans les deux cas est passé de 16% à 6.7% environ, soit une diminution de la variation de 60% environ (Tableau 5-2 et Figures 5-7 et 5-8).

Tableau 5-2. Résultats des essais mécaniques sur les éprouvettes E90 et E0 (2 passages du faisceau laser)

Contrainte à rupture	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
E90	25,1 MPa	6,8 %	[24,27 – 25,92] MPa
E0	20,6 MPa	6,51 %	[19,78 – 21,33] MPa

En faisant repasser le faisceau laser à plus de deux passages (3 et 4 passages), nous n'avons pas observé de différences notables avec le double passage.

Nous allons donc retenir les paramètres de soudage qui sont précédemment fixés, ainsi que la technique du double passage du faisceau laser, pour le joint soudé qui est étudié dans la suite du document. Il s'agira d'un joint qui sera dans la configuration E90.

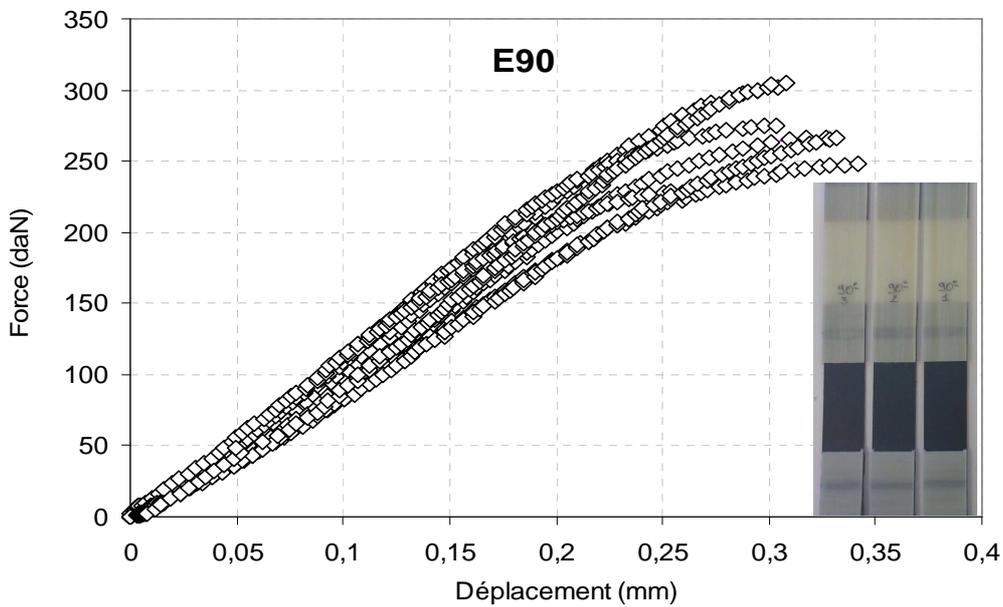


Figure 5-7. Résultats des essais sur les éprouvettes E90 (2 passages du faisceau laser).

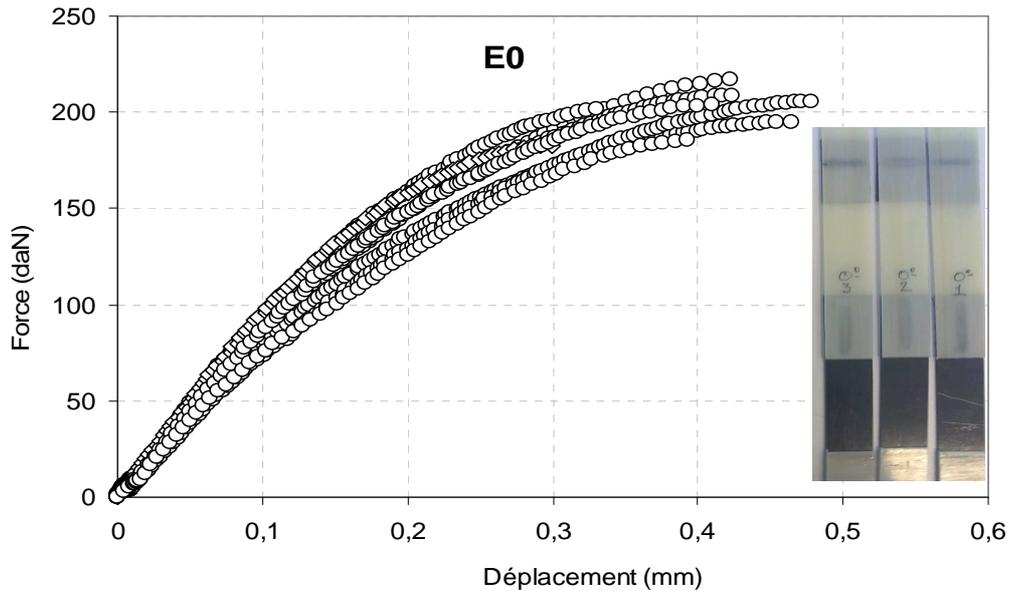


Figure 5-8. Résultats des essais sur les éprouvettes E0 (2 passages du faisceau laser).

Les essais sur les éprouvettes de type simple-recouvrement ont ainsi permis de choisir la meilleure configuration de soudage qui sera retenue pour la caractérisation et la modélisation numérique du joint soudé. Il faut cependant noter que ces types d'essais sont difficilement exploitables en termes de dimensionnement de l'assemblage à cause des phénomènes induits par le fléchissement de l'éprouvette et l'ouverture de ses bords libres pendant la sollicitation (Figure 5-9), qui ne sont *à priori* pas pris en compte dans le dépouillement des résultats. Ce phénomène est bien connu, par ailleurs, dans la littérature [JOA, 2007].

En outre, les structures réelles ne sont pas dans cette configuration de sollicitation en service. En toute logique, les résultats issus de ces essais ne peuvent donc servir de base de dimensionnement des assemblages de structures complexes, qui nécessite la maîtrise du comportement intrinsèque du joint, indépendamment du type de l'essai et des phénomènes induits. C'est pourquoi nous avons utilisé le dispositif Arcan-Mines pour la caractérisation.

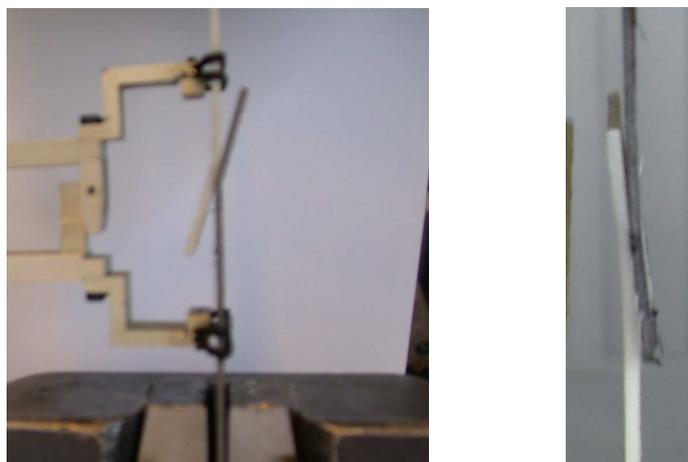


Figure 5-9. Fléchissement des éprouvettes simple-recouvrement pendant les essais.

5-1-2 Essai Arcan-Mines

Pour caractériser des joints de colle de quelques dizaines à quelques centaines de micromètres, un dispositif particulier appelé Arcan-Mines est utilisé depuis quelques années dans l'équipe de Jacques RENARD au centre des matériaux de l'École des Mines de Paris [JOA, 2007], [MAR, 2007], [LER, 2011], [BAS, 2011]. Ce dispositif (Figure 5-10) est une modification du dispositif d'origine, qui tire son nom de son concepteur ARCAN [ARC, 1987] et permet d'appliquer des sollicitations uniaxiales et multiaxiales sur le joint soudé, pour la détermination de son comportement mécanique intrinsèque.

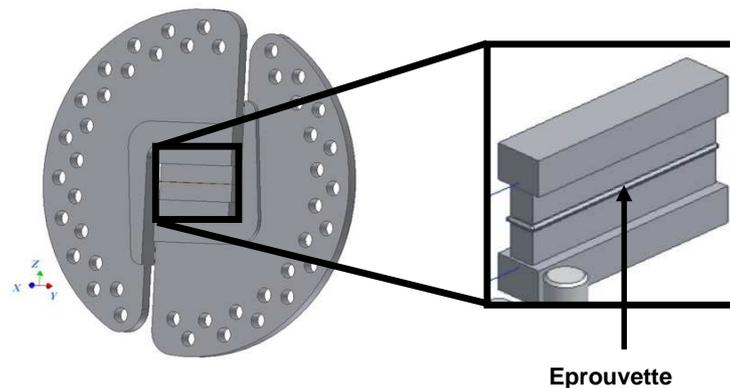


Figure 5-10. Dispositif Arcan-Mines.

Le dispositif est constitué de deux demi-disques avec des trous équidistants sur sa circonférence. Le passage entre deux trous voisins situés sur le même rayon fait tourner le dispositif d'un angle de 15° . Cette disposition des trous permet d'appliquer les sollicitations en fonction de la direction souhaitée (Figure 5-11). Ainsi la configuration de la figure 5-11-a correspond à un angle de sollicitation de 0° . Ce qui revient à imposer une sollicitation de traction sur l'éprouvette. En passant aux deux trous suivants (Figure 5-11-b), on applique une sollicitation orientée de 30° ($2 \times 15^\circ$) sur l'éprouvette. Et lorsqu'on oriente le dispositif de 90° , on applique une sollicitation de cisaillement (Figure 5-11-c)

Dans cette étude, nous appliquerons au joint soudé des sollicitations de traction (0°), de cisaillement (90°) et des sollicitations mixtes (30° , 60°).

L'application des sollicitations suivant plusieurs directions est nécessaire, pour pouvoir obtenir une réponse mécanique multiaxiale du joint soudé, vue son état confiné dans l'assemblage. Ce qui permettra également de mieux choisir les hypothèses pour la construction du modèle de comportement mécanique. Les quatre directions choisies (0° , 30° , 60° , 90°) nous semblent suffisantes pour cela.

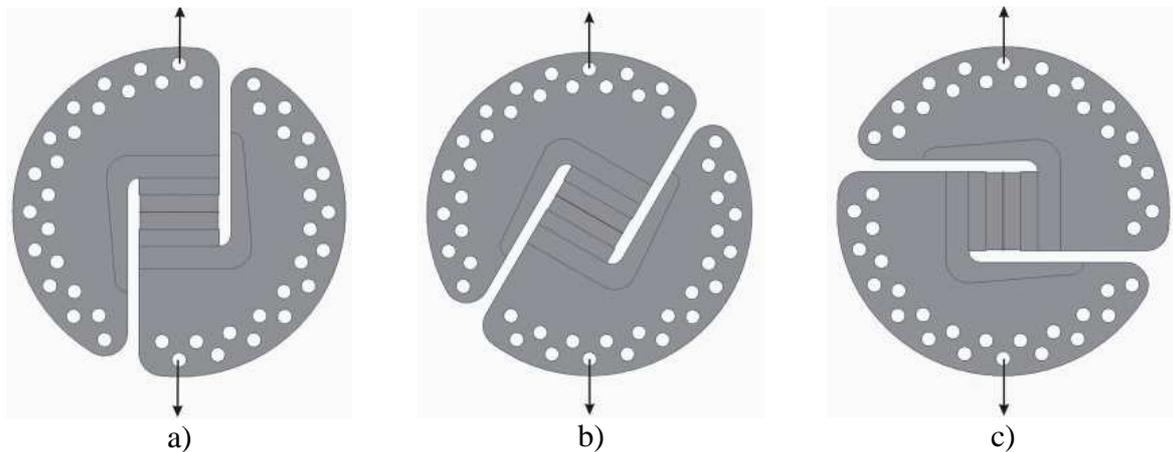


Figure 5-11. Modes de sollicitations du joint soudé : a) traction b) essai hors axe, c) cisaillement.

Un autre avantage des essais Arcan-Mines est l'économie de matière réalisée, vu la taille des éprouvettes ($70 \times 10 \text{ mm}^2$, figure 5-12). La surface du joint soudé étant de 50 mm^2 en moyenne.

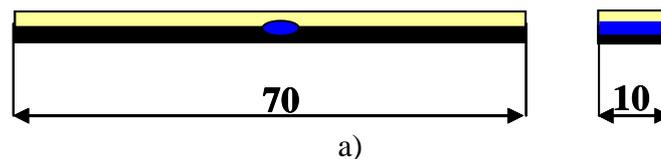


Figure 5-12. Géométrie des éprouvettes pour les essais Arcan-Mines.

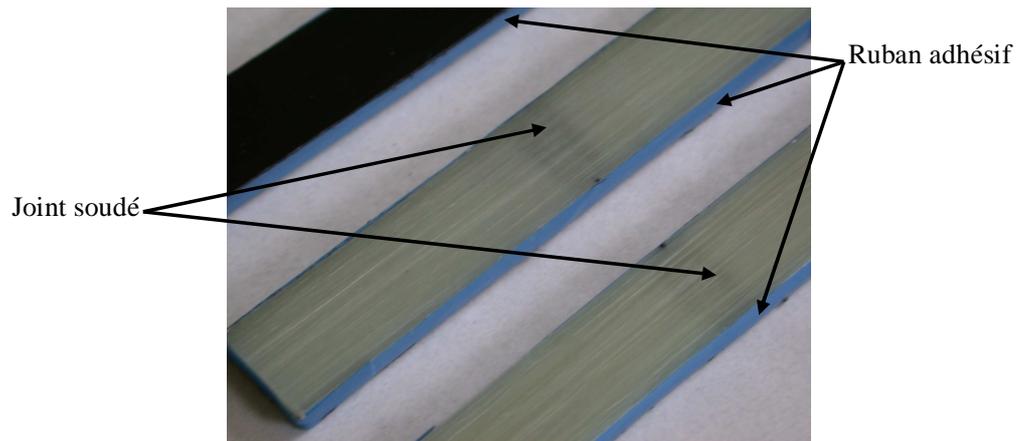
Pour solliciter le joint soudé, les parties non soudées de l'éprouvette sont collées sur des substrats métalliques (Figure 5-13-d). Bien que ces parties collées représentent une surface d'environ 14 fois supérieure à celle du joint soudé (700 mm^2), une préparation minutieuse du collage est nécessaire pour que la colle tienne jusqu'à la rupture du joint. Cette préparation se fait en trois étapes : le sablage, où des grains d'alumine de $300 \mu\text{m}$ sont projetés sur les substrats à une pression de 3 bars (Figure 5-13-b); ensuite vient l'opération de dégraissage à l'acétone dans un bac à ultrason ; enfin le flammage. Ce processus assure un ancrage mécanique optimal lors du collage. Lorsque l'une de ces étapes est mal effectuée, une rupture adhésive interviendra alors entre la colle et le substrat métallique, et le comportement du joint soudé ne peut donc être évalué correctement. Cette partie a été l'une des plus longues et délicates de ce travail.

Une bande de ruban adhésif est placée autour de l'échantillon (Figure 5-13-a), pour éviter que la colle ne pénètre entre les deux parties du composite à assembler (absorbant et transparent) et ne crée ainsi un assemblage hybride (colle-laser).

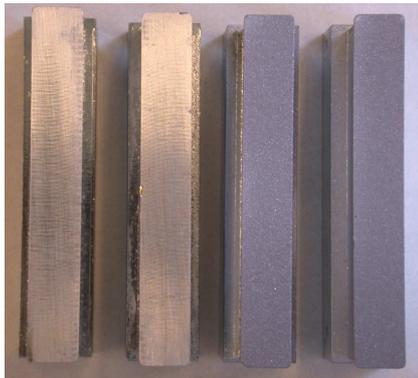
La colle utilisée est un adhésif époxyde bicomposant (Araldite 2001, fabriquée par HUNTSMAN[®]) très résistant aux chocs, et compatible avec un dégraissage à l'acétone.

Après la préparation et le collage de l'échantillon, l'éprouvette est montée dans le dispositif Arcan-Mines et maintenue par une vingtaine de vis durant l'essai.

Des capteurs de précision bi-axiaux permettent d'enregistrer les déplacements des deux plaques (absorbante et transparente), l'une par rapport à l'autre, et d'accéder ainsi aux déplacements dans la zone soudée.



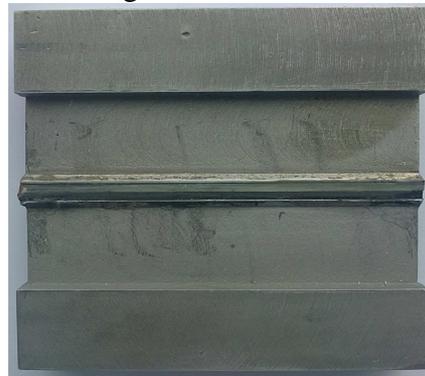
a) Eprouvettes



b) Substrats, avant et après le sablage



c) Collage



d)

Figure 5-13. Préparation des échantillons pour les essais ARCAN-Mines.

Les résultats des essais montrent, dans la plupart des cas, des faciès de ruptures cohésives (Figure 5-14), avec arrachement des fibres.

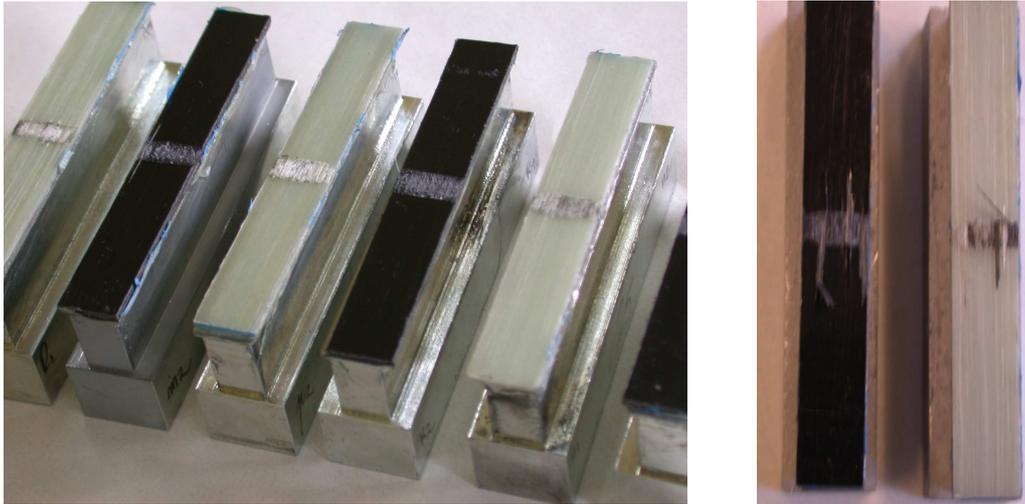


Figure 5-14. Faciès de rupture d'un essai Arcan-Mines.

5-1-2-1 Résultats des essais de traction (0°)

Pendant la sollicitation de traction, un déplacement est imposé à l'assemblage suivant l'axe 3 jusqu'à la rupture du joint soudé, comme on peut le voir sur le schéma de la figure 5-15. Les résultats de cet essai sont donnés dans la figure 5-16.

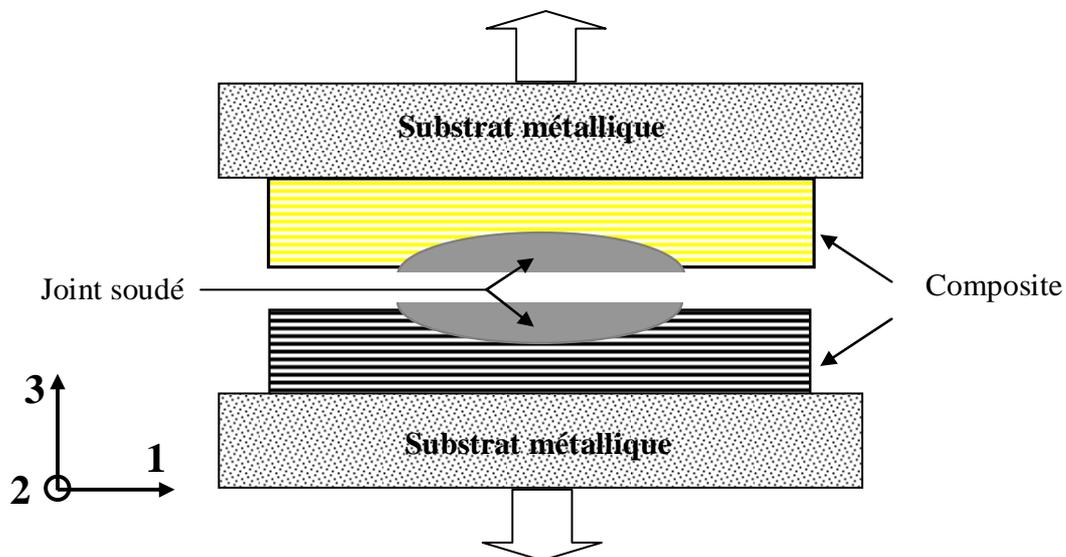


Figure 5-15. Représentation schématique de l'essai de traction sur l'assemblage.

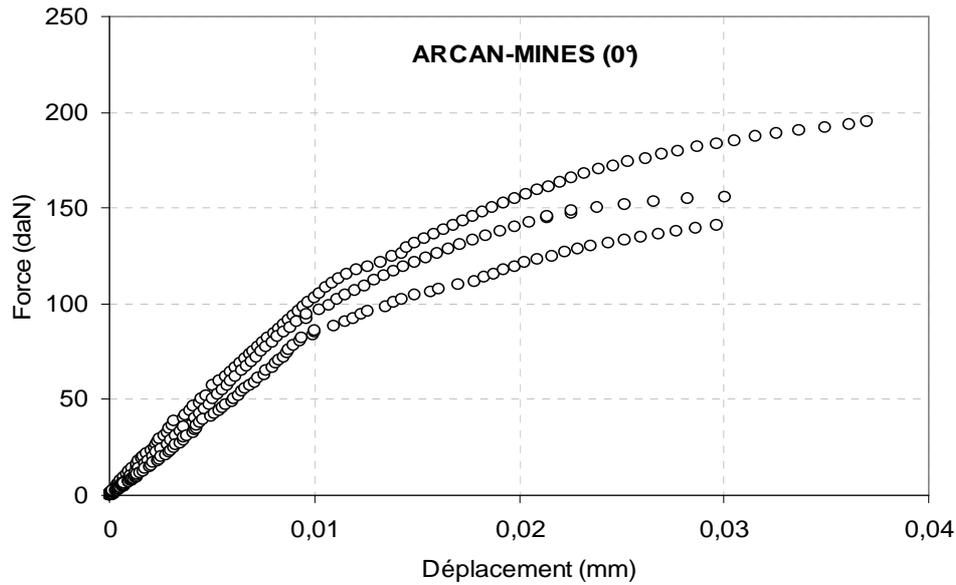


Figure 5-16. Résultats des essais de traction.

Pour déterminer la contrainte à rupture en traction, la valeur de la charge ultime est divisée par la section du joint soudé. Cette section est mesurée par analyse d'images sur chaque éprouvette après chaque essai. La dispersion des valeurs à rupture ainsi que celle des sections des joints soudés permettent de faire un traitement statistique des résultats. Il faut noter qu'une quinzaine d'essai est réalisée pour cette sollicitation. Mais dans la plupart des cas, le déplacement (de l'ordre de quelques millimètres) est mal évalué par le capteur que nous utilisons. Ce qui ne nous permet pas d'obtenir les courbes force-déplacement de tous les essais. En revanche, la valeur à rupture de chaque essai nous permet d'obtenir cette dispersion des contraintes à rupture. Les résultats de ces dispersions sont donnés dans le tableau 5-3.

Tableau 5-3. Résultats des essais de traction

Contrainte à rupture	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
σ_R	47,07 MPa	9,45 %	[44,93 – 52,21] MPa

5-1-2-2 Résultats des essais à 30°

Ce mode de sollicitation est appelé mode mixte. Il permet de solliciter l'assemblage hors de ses axes principaux. La force résultante appliqué à l'assemblage peut alors être décomposée en une partie normale (F_N) et une partie tangentielle (F_T), comme on peut le voir sur le schéma de la figure 5-17.

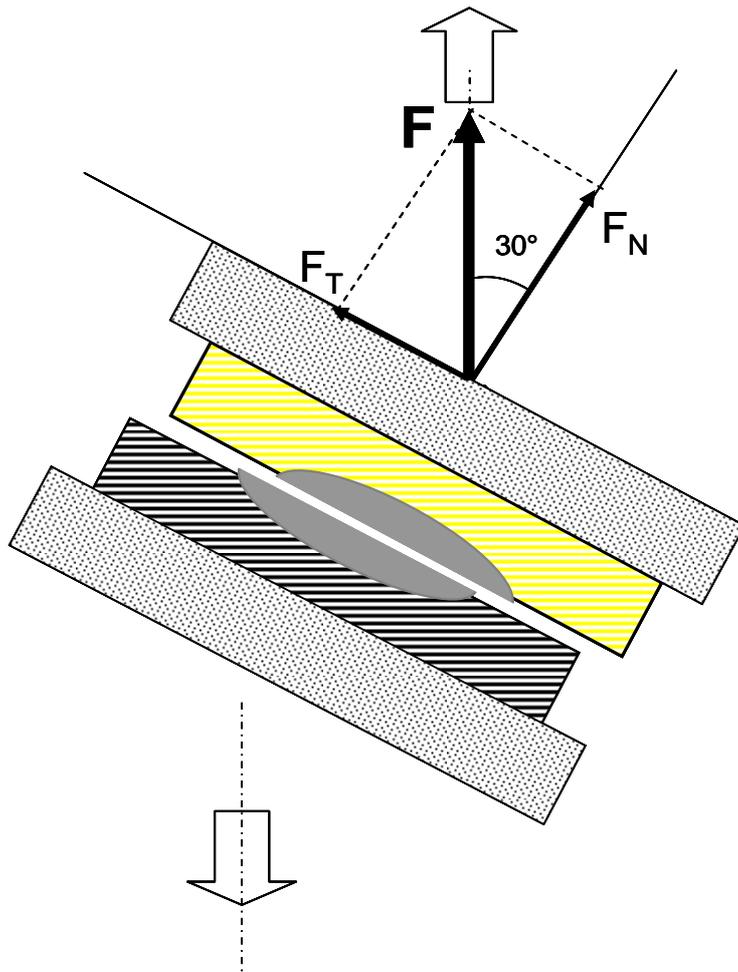


Figure 5-17. Représentation schématique de l'essai à 30°.

Les forces normale et tangentielle sont obtenues en multipliant la force résultante par (respectivement) le cosinus et le sinus de l'angle d'inclinaison (30°). On peut ainsi obtenir les contraintes à rupture normale (σ_R) et tangentielle (τ_R), connaissant la section du joint soudé à la rupture.

Quelques résultats de ces essais sont donnés dans la figure 5-18.

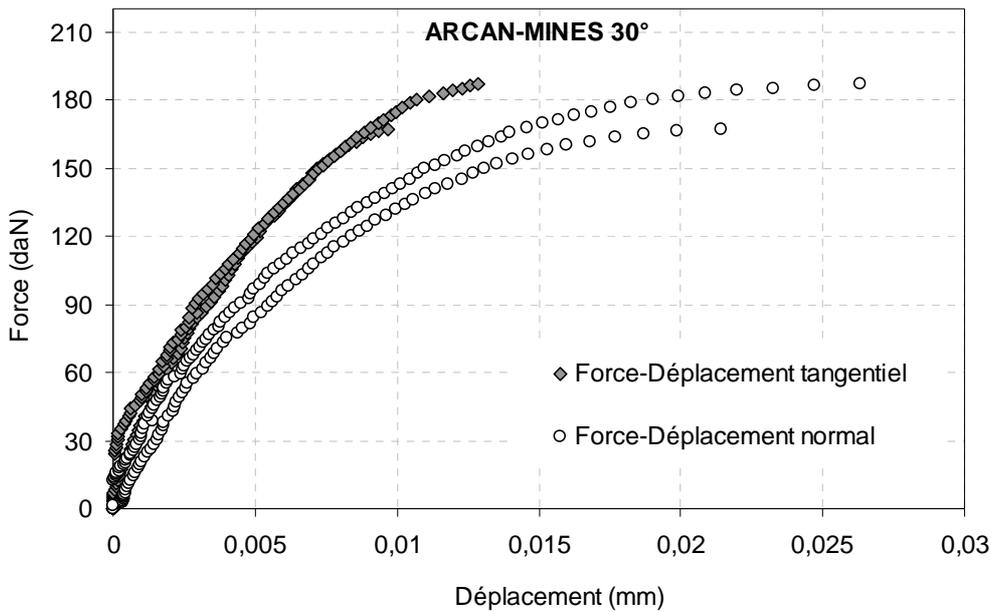


Figure 5-18. Résultat des essais à 30°.

Les dispersions des valeurs à rupture ont permis de déterminer les coefficients de variation et l'intervalle de confiance à 95% (Tableau 5-4).

On constate qu'à 30°, le joint soudé garde toujours une bonne résistance dans la composante en traction, qui reste toujours largement supérieure aux valeurs des assemblages collés dans cette configuration de sollicitation (10-15 MPa). On note, en revanche, une légère hausse de la variation de la résistance à la rupture, comparativement à la sollicitation de traction (Voir tableau 5-3).

Tableau 5-4. Résultats des essais à 30°

Contrainte à rupture	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
τ_R	24,2 MPa	10,01 %	[22,35 – 26,04] MPa
σ_R	40,7 MPa	10,74 %	[37,4 – 44,01] MPa

5-1-2-3 Résultats des essais à 60°

Le dispositif est orienté de 60° dans cette sollicitation (mode mixte). Les mêmes méthodes (que dans le cas précédent) sont appliquées pour déterminer les contraintes à rupture normale et tangentielle (Figure 5-19). Quelques résultats de ces essais sont donnés dans la figure 5-20. Les valeurs à rupture ainsi que les fluctuations sont donnés dans le tableau 5-5.

On observe que le coefficient de variation augmente brusquement par rapport aux cas précédents. Ce qui peut s'expliquer par le fait qu'on s'approche de la sollicitation de cisaillement, où le comportement de la matrice est prépondérant (elle est potentiellement source d'endommagement).

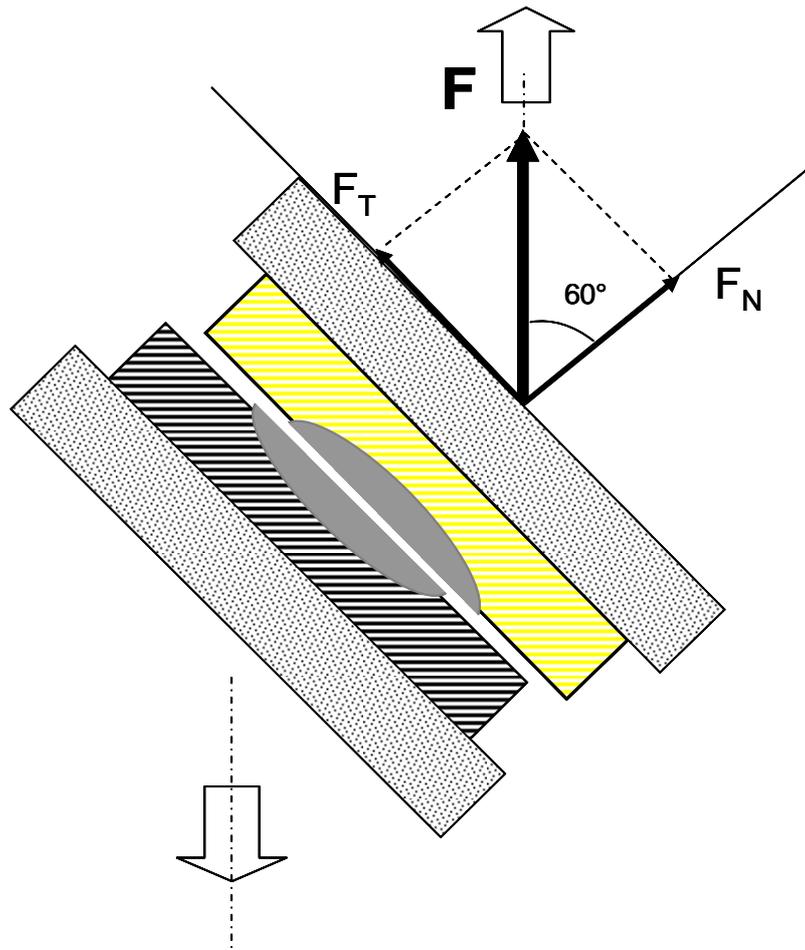


Figure 5-19. Représentation schématique de l'essai à 30° .

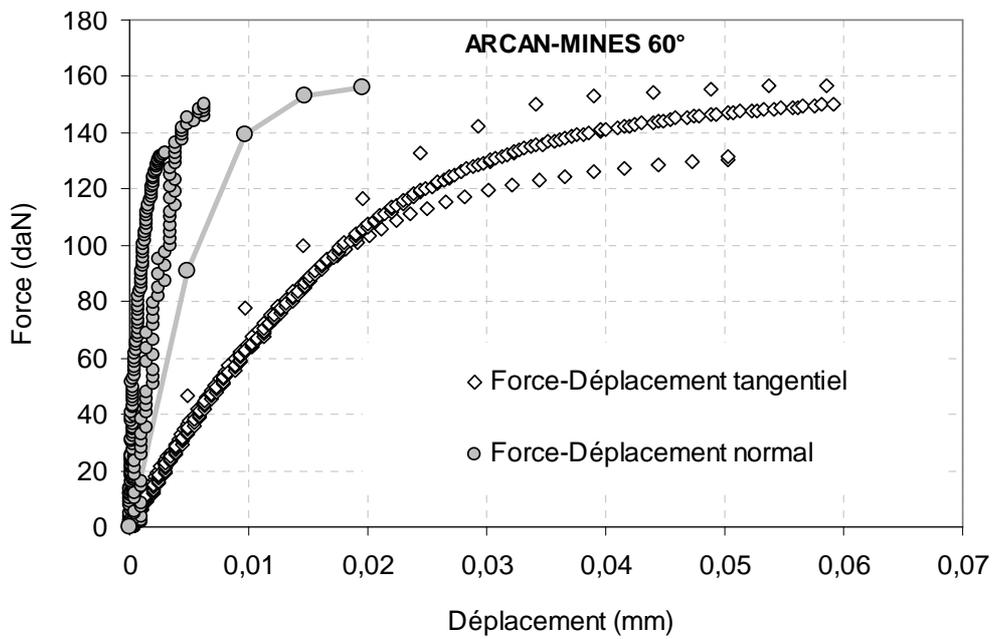


Figure 5-20. Résultat des essais à 60° .

Tableau 5-5. Résultats des essais à 60°

Contrainte à rupture	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
τ_R	36,6 MPa	16,45 %	[32,04 – 41,14] MPa
σ_R	21,5 MPa	16,25 %	[18,85 – 24,13] MPa

5-1-2-4 Résultats des essais à 90°

Cette configuration correspond à une sollicitation de cisaillement (Figure 5-21). La scission est obtenue en divisant la force à rupture par la section du joint soudé.

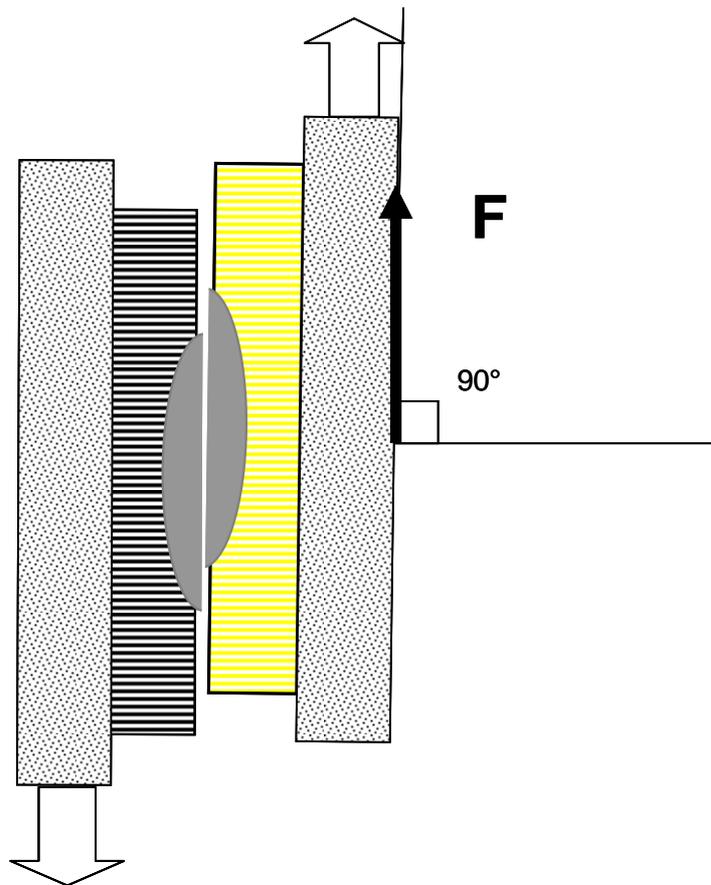


Figure 5-21. Représentation schématique de l'essai de cisaillement (90°).

Les résultats de quelques essais sont donnés dans la figure 5-22 et les dispersions des valeurs à rupture sont données dans le tableau 5-6.

La scission atteint jusqu'à 60 MPa. Ce qui est une bonne valeur de résistance, comparativement aux autres méthodes d'assemblages des plastiques et des composites (collage, soudage par vibration,...). Cependant, la plus grande variation des résultats est également observée dans cette configuration. En effet, plus on tend vers le cisaillement, plus la dispersion des valeurs à rupture est importante, comme on peut le voir sur la figure 5-23. Ce qui rend difficile la prédiction de la rupture de l'assemblage par un modèle déterministe.

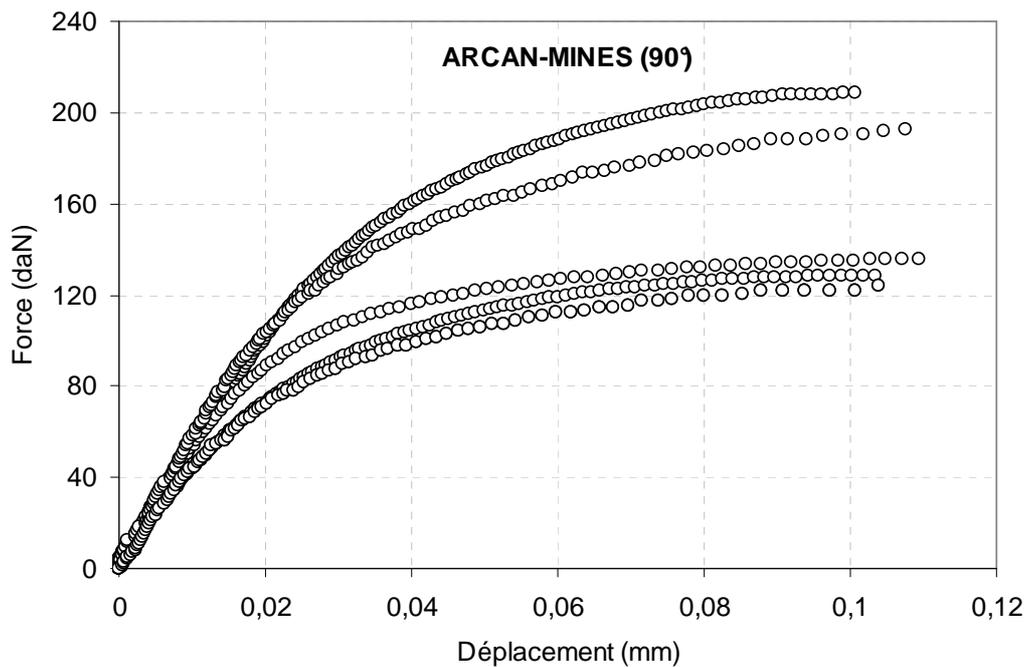


Figure 5-22. Résultat des essais de cisaillement.

Tableau 5-6. Résultats des essais de cisaillement

Contrainte à rupture	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
τ_R	54,7 MPa	18,3 %	[48,7 – 60,8] MPa

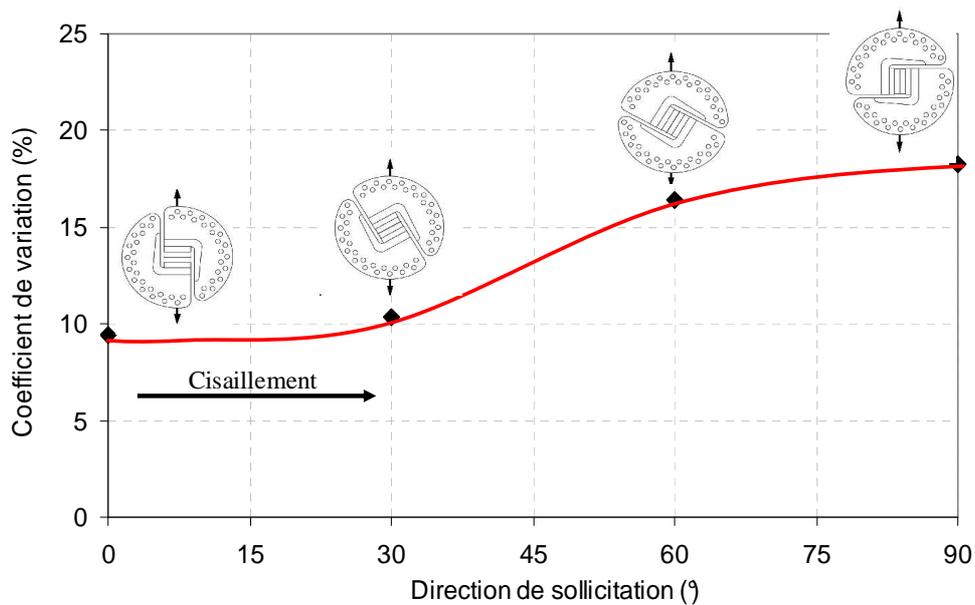


Figure 5-23. Evolution du coefficient de variation en fonction de l'angle de sollicitation.

5-2 Discussion

Globalement, on observe une meilleure tenue mécanique du joint soudé dans le cas d'une sollicitation de cisaillement. Il atteint des valeurs 2 fois supérieures à celles atteintes dans la configuration des éprouvettes de type simple-recouvrement, en faisant l'hypothèse que celles-ci mesurent une contrainte de cisaillement. On comprend donc pourquoi les éprouvettes de type simple-recouvrement ne sont pas dans une configuration de cisaillement et ne peuvent fournir de résultats destinés au dimensionnement des assemblages complexes.

Si l'assemblage est plus performant dans une sollicitation de cisaillement, il présente cependant l'inconvénient d'avoir des résultats plus fluctuants. L'utilisation de modèle probabiliste de rupture devient donc indispensable pour la prédiction de la tenue mécanique du joint soudé.

Les fluctuations observées pourraient être dues à la matrice qui est potentiellement source d'endommagement et qui est en même temps l'élément le plus sollicité en cisaillement. Des analyses complémentaires sont nécessaires pour réduire ces fluctuations en étudiant, notamment, d'autres paramètres du procédé de soudage laser qui permettront d'avoir une zone fondue plus homogène au sein de la microstructure.

5-3 Conclusion

La caractérisation mécanique du joint soudé est l'étape essentielle de ce travail, car elle va permettre de le modéliser correctement.

Malgré leur facilité de mise en œuvre, les éprouvettes de type simple-recouvrement montrent leurs limites en termes d'interprétation des résultats et ne peuvent, par conséquent, servir de base de dimensionnement en matière de conception.

La solution s'est logiquement portée sur les essais Arcan-Mines, qui permettent de solliciter le joint soudé selon plusieurs directions. Ce qui a permis de déterminer ses caractéristiques, qui serviront d'éléments de base nécessaires à la modélisation de son comportement.

On note également un niveau de contrainte bien supérieur à celui atteint par les autres méthodes d'assemblage des matériaux composites (collage, soudage par ultrason, soudage par vibration, soudage par résistance...).

Cependant, le comportement en cisaillement présente une variation des résultats à rupture plus élevée que dans les autres modes de sollicitation, à cause, probablement, du comportement de la matrice qui y est prépondérant.

Chapitre 6

6 Modélisation mécanique et lois de comportement

L'étude des lois de comportement consiste globalement à analyser la réponse du matériau suite à une sollicitation extérieure à travers des modèles physiques. Ces modèles doivent être décrits par des paramètres intrinsèques au matériau en fonction d'une condition d'utilisation particulière (température, vitesse de déformation, etc.).

On distingue des modèles *déductifs* qui prennent en compte la microstructure du matériau pour prédire son comportement macroscopique global après des calculs sur le *volume élémentaire représentatif* (VER), et l'approche *inductive* qui prend en compte le comportement global du matériau, tout en s'affranchissant des détails de sa microstructure [BES *et al*, 2001], dans un cadre de formulation thermodynamique. Cette dernière catégorie introduit les variables caractéristiques de l'état global du milieu étudié, et est qualifiée de phénoménologique [LEM et CHA, 1984].

Dans l'approche phénoménologique, les variables physiquement accessibles constituent les entrées et les sorties du processus étudié. Ces variables sont celles que l'on déduit des 4 grandeurs mesurables de la mécanique : le déplacement, la force, le temps et la température [LEM et CHA, 1984]. C'est cette approche qui est retenue dans ce travail pour la modélisation du comportement du joint soudé.

Le choix du modèle est opéré soit par expérience ou par la connaissance précise des phénomènes qui interviennent lors de la sollicitation du matériau étudié. Ces phénomènes peuvent être mis en évidence à travers des essais dédiés. Une fois le modèle connu, ses paramètres sont déterminés à partir des résultats de la réponse du matériau. Plusieurs méthodes sont alors utilisées en fonction de la complexité du modèle. On distingue par exemple la méthode de la régression linéaire (pour le comportement élastique linéaire) et les approches inverses pour un comportement quelconque.

Cette dernière méthode qui est basée sur la simulation numérique permet de déterminer les paramètres d'un modèle en se recalant sur les données expérimentales. Malgré son efficacité et sa précision, elle présente les inconvénients liés aux calculs numériques. En effet, au facteur temps (temps CPU) des calculs, il faut ajouter l'exigence de la modélisation qui doit reproduire numériquement les mêmes conditions que les essais expérimentaux. Malgré tout, cette méthode permet d'obtenir de meilleurs résultats en termes d'approximation.

Les résultats des essais Arcan-Mines ont montré un comportement en deux phases caractérisé par une partie linéaire (élasticité) et une partie non-linéaire (plasticité, en négligeant le comportement visqueux de la matrice). Le modèle de comportement doit donc être capable de prédire ces deux parties, en détectant le début de la plasticité, et l'écoulement plastique pendant l'essai.

Dans le cas de certaines colles anisotropes (se trouvant dans un état confiné), [JOA, 2007] et [MAR, 2007] ont expliqué que la seule alternative exacte pour déterminer le comportement mécanique global à partir des résultats des essais expérimentaux est d'effectuer un dépouillement par une méthode inverse.

La particularité de notre démarche a été de montrer qu'on peut entièrement déterminer le comportement élastique linéaire du joint soudé par une méthode analytique, à partir des résultats des essais et d'hypothèses simplificatrices. Pour la partie non linéaire, en revanche, aucune autre méthode ne nous semble adéquate pour remplacer la méthode inverse. Cette démarche qu'on peut qualifier d'hybride (analytique-méthode inverse) a donné de bons résultats en termes de prédiction du comportement de l'assemblage, même s'il faut encore améliorer les coefficients de la loi d'écoulement plastique pour les sollicitations de cisaillement.

Mais dans un premier temps, un rappel des éléments essentiels à la construction de modèles de comportement est brièvement exposé. Le but n'est pas de reprendre les démonstrations qui ont abouti aux résultats directement exploitables par les codes de calculs, mais plutôt de rappeler les différentes étapes. En outre, et pour éviter de surcharger le document, notons que ce chapitre se base essentiellement sur les références suivantes : [LEM et CHA, 1984], [BES *et al*, 2001], [JOA, 2007], [MAR, 2007], [MAI, 2009].

6-1 Concepts généraux

6-1-1 Méthode de l'état local

La méthode de l'état local est basée sur la thermodynamique phénoménologique, et permet d'élaborer des théories sur les phénomènes qui régissent l'évolution du domaine étudié. Elle *postule que l'état thermomécanique d'un milieu matériel en un point et à un instant donné est complètement défini par la connaissance des valeurs à cet instant d'un certain nombre de variables ne dépendant que du point considéré.* La pertinence de ces théories dépend du choix des variables.

6-1-1-1 Variables d'état

L'état thermodynamique d'un milieu est décrit par la connaissance de variables appelées variables d'état. Elles rendent compte des mécanismes physiques présents dans le milieu étudié. Certaines variables sont directement accessibles par mesure, comme la température (T) et la déformation totale (ε), et sont appelés variables observables. D'autres, non accessibles par mesure directe mais qui se déduisent des grandeurs mesurables décrivent l'*état interne de la matière* et sont appelées variables internes.

Par ailleurs, l'hypothèse de la partition de la déformation permet de décomposer la déformation totale en une partie élastique (ou thermo-élastique) $\varepsilon_{\sim el}$, et en une déformation irréversible dite plastique, $\varepsilon_{\sim ir}$. La déformation plastique, la déformation thermo-élastique, les variables d'érouissage sont des exemples de variables internes, avec des méthodes de détermination les unes plus exigeantes que les autres. Dans ce qui suit, les variables internes liées à l'érouissage seront représentées par α_i .

6-1-1-2 Potentiel thermodynamique, lois d'état

On considère l'existence d'une *fonction scalaire des variables d'état qui décrit l'énergie stockée localement dans le matériau*, appelée potentiel thermodynamique, duquel dérivent les lois d'état.

L'énergie libre de HELMOLTZ ψ est généralement choisie comme potentiel thermodynamique. Elle dépend des variables observables et des variables internes.

$$\psi(\varepsilon_{\sim el}, T, \alpha_i) \quad (6-1)$$

En première approximation, on peut écrire :

$$\psi(\varepsilon_{\sim el}, T, \alpha_i) = \psi^{el}(\varepsilon_{\sim el}) + \psi^T(T) + \psi^{\alpha_i}(\alpha_i) \quad (6-2)$$

Avec ψ^{el} la partie élastique (réversible), ψ^T la partie thermique (réversible) et ψ^{α_i} la partie bloquée par les phénomènes liés aux variables internes irréversibles.

Le taux de variation de ψ s'obtient par :

$$\frac{d\psi}{dt} = \dot{\psi} = \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon} : \dot{\varepsilon}_{\sim el} + \frac{\partial \psi}{\partial T} \dot{T} + \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_i} \dot{\alpha}_i \quad (6-3)$$

On introduit les forces thermodynamiques duales associées aux variables d'état dans l'équation (6-3) :

$$s = -\frac{\partial \psi}{\partial T} \quad (6-4)$$

$$\sigma_{\sim} = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon_{\sim el}} \quad (6-5)$$

$$A_i = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_i} \quad (6-6)$$

Ces relations (*déduites du potentiel par dérivation*) constituent les lois d'état du système étudié.

6-1-1-3 Dissipation

Si le potentiel thermodynamique permet de décrire les relations d'état entre les variables observables et leurs variables associées, le potentiel de dissipation permet de décrire les processus dissipatifs, en particulier l'évolution des variables internes, à travers des lois complémentaires.

Dans les mécanismes dissipatifs, en faisant l'hypothèse d'une température uniforme, la dissipation intrinsèque (mécanique) ϕ s'exprime par

$$\phi = \sigma_{\sim} : \dot{\varepsilon}_{\sim ir} - \rho \frac{\partial \psi}{\partial \alpha_i} \dot{\alpha}_i \geq 0 \quad (6-7)$$

On considère l'existence d'un pseudo-potentiel de dissipation ϕ dont dérivent les forces thermodynamiques

$$\sigma_{\sim} = \frac{\partial \phi}{\partial \dot{\varepsilon}_{\sim ir}} \quad (6-8)$$

$$A_i = -\frac{\partial \phi}{\partial \dot{\alpha}_i} \quad (6-9)$$

Pour les *matériaux standard*, le taux des déformations irréversibles $\dot{\varepsilon}_{\sim ir}$ dérivent de ce potentiel. C'est la *règle de normalité*. L'extension de cette règle aux autres variables internes conduit à la notion de *matériaux standard généralisés*.

6-1-2 Surface de charge- Fonction seuil. Lois complémentaires

La surface de charge délimite la frontière entre les comportements réversible et irréversible du matériau. En *plasticité associée*, elle est confondue au potentiel de dissipation.

En plasticité indépendante du temps (PIT, élasto-plasticité) elle exprime une fonction des forces thermodynamiques $(\underline{\sigma}, A_I)$ qui stipule qu'il existe à tout instant dans l'espace des contraintes, une surface (S) d'équation :

$$f(\underline{\sigma}, A_I) = 0 \quad (6-10)$$

On distingue ainsi les configurations suivantes :

* $\underline{\sigma}$ est à l'intérieur de (S) : $\dot{\underline{\varepsilon}}_{\sim irr} = 0$, pas d'écoulement plastique,

* $\underline{\sigma}$ est sur l'enveloppe de (S). Deux cas sont alors possibles :

* $\dot{\underline{\varepsilon}}_{\sim irr} = 0$ si $f = 0$ et $\dot{f} < 0$ (retour à l'intérieur de (S)),

* $\dot{\underline{\varepsilon}}_{\sim irr} \neq 0$ si $f = 0$ et $\dot{f} = 0$ (maintien sur (S)),

Cette dernière expression (qui est reprise dans les équations (6-10) et (6-11)) est appelée la règle de cohérence.

$$\dot{f} = \frac{\partial f}{\partial \underline{\sigma}} : \dot{\underline{\sigma}} + \frac{\partial f}{\partial A_I} \dot{A}_I = 0 \quad (6-11)$$

Les lois complémentaires sont alors :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_{\sim ir} = \lambda \frac{\partial f(\underline{\sigma}, A_I)}{\partial \underline{\sigma}} \quad (6-12)$$

$$\dot{\alpha}_I = \lambda \frac{\partial f(\underline{\sigma}, A_I)}{\partial A_I} \quad (6-13)$$

λ est appelé multiplicateur plastique.

En *plasticité non associée*, le potentiel plastique (duquel dérive l'évolution des phénomènes irréversibles) n'est plus associé à la surface de charge. En plus de l'équation de la surface de charge, il inclut l'évolution de celle-ci à travers la notion d'écrouissage (cinématique, ou isotrope, ou une combinaison des deux).

L'écrouissage d'un matériau traduit l'évolution de son domaine élastique au cours de la déformation plastique. Cette évolution concerne aussi bien l'étendue (expansion) du domaine élastique que la position (translation) de ses bornes. Dans le cas de l'expansion, on parle d'écrouissage isotrope (R), et d'écrouissage cinématique (X) dans le cas de la translation.

Pour un modèle élastoplastique à écrouissage cinématique non linéaire, le potentiel (*en plasticité non associée*) peut s'écrire :

$$F(\underline{\sigma}, \underline{X}) = f(\underline{\sigma}, \underline{X}) + \frac{3}{4} \frac{D}{C} \underline{X} : \underline{X} \quad (6-14)$$

Les lois complémentaires deviennent alors :

$$\dot{\underline{\varepsilon}}_{ir} = \lambda \frac{\partial F(\underline{\sigma}, \underline{X})}{\partial \underline{\sigma}} \quad (6-15)$$

$$\dot{\underline{\alpha}}_i = \lambda \frac{\partial F(\underline{\sigma}, \underline{X})}{\partial \underline{X}} \quad (6-16)$$

6-2 Modélisation mécanique du comportement élastique : méthode analytique

La linéarité du comportement élastique conduit à la possibilité d'accéder à la loi de comportement à travers les grandeurs mesurables, rapportées à la géométrie du domaine étudié. Ainsi, dans le cas d'une sollicitation de traction sur un domaine aux bords libres par exemple, la contrainte σ s'obtient en divisant directement la force enregistrée par la section droite, et la déformation ε s'obtient en divisant l'allongement par la longueur initiale (dans le cas de l'hypothèse des petites perturbations, HPP). Ainsi, on accède directement au modèle de comportement élastique basée sur la loi de Hooke.

Pour ce qui est du joint soudé, la présence des fibres (Figure 5-1) lui confère un comportement élastique, caractérisé par une matrice de rigidité isotrope transverse déterminée par la connaissance de 5 coefficients indépendants : $E_{11}, E_{22}, \nu_{12}, \nu_{21}, G_{12}$ [BER, 1999], [BUN et REN 2005]. La symétrie de révolution conduit aux égalités suivantes entre les modules (Equations 6-17 à 6-19),

$$E_{22} = E_{33}; G_{12} = G_{13}; \nu_{12} = \nu_{13} \quad (6-17)$$

$$G_{23} = \frac{E_{22}}{2(1 + \nu_{23})} \quad (6-18)$$

$$\frac{-\nu_{12}}{E_{11}} = \frac{-\nu_{21}}{E_{22}} \quad (6-19)$$

Le joint soudé étant considéré comme un troisième composite, du même matériau, nous faisons l'hypothèse qu'il a les mêmes coefficients de Poisson que le composite de base. Il est vrai que les caractéristiques physiques de la matrice sont probablement modifiées après le passage du faisceau laser, ce qui pourrait modifier sa capacité d'extension latérale (donc les coefficients de Poisson), mais le but ici est de vérifier la pertinence de cette démarche analytique en se basant sur des hypothèses simples. En plus il est impossible de chercher à déterminer des coefficients de Poisson exclusifs au joint soudé, qui est complètement confiné entre les deux parties à assembler.

On peut alors distinguer deux principales parties, dans la matrice qui caractérise la rigidité du joint soudé, comme le montre l'équation (6-20) : la partie indiquée par le trait en pointillé qui caractérise la rigidité en traction, et celle qui est indiquée par un trait continu, qui caractérise la rigidité en cisaillement. Les résultats des essais de traction et de cisaillement peuvent alors permettre de déterminer entièrement les coefficients de cette matrice.

$$\begin{bmatrix}
 \boxed{\begin{matrix} 1/E_{11} & -\nu_{21}/E_{22} & -\nu_{21}/E_{22} \\ -\nu_{12}/E_{11} & 1/E_{22} & -\nu_{23}/E_{22} \\ -\nu_{12}/E_{11} & -\nu_{23}/E_{22} & 1/E_{22} \end{matrix}} & 0 & 0 & 0 \\
 0 & \boxed{1/G_{23}} & 0 & 0 \\
 0 & 0 & \boxed{1/G_{12}} & 0 \\
 0 & 0 & 0 & \boxed{1/G_{12}}
 \end{bmatrix} \quad (6-20)$$

Dans le cas de la traction, le confinement du joint soudé engendre un effet de triaxialité des contraintes, même au cours d'un essai dit de traction pure (Figure 6-1).

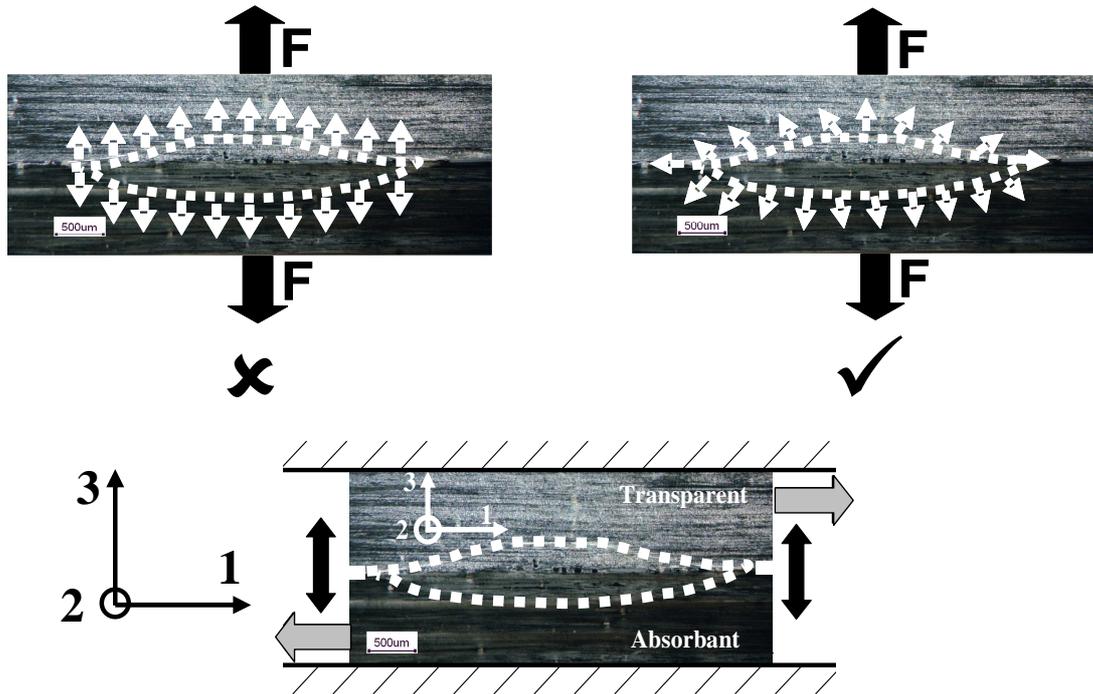


Figure 6-1. Effets de triaxialité des contraintes lors d'un essai de traction, et repère de travail au sein du joint soudé.

C'est pourquoi la détermination des modules en traction nécessite la prise en compte des contraintes dans les trois directions.

Par ailleurs, la position de l'éprouvette, et donc du joint soudé, dans le dispositif de l'essai Arcan-Mines ne permet une sollicitation en traction que suivant la direction 3 (Figure 6-1). Seules les sollicitations de cisaillement sont admises dans les directions 1 et 2. Ce qui permet de résoudre le système d'équations suivant :

$$\begin{cases}
 \varepsilon_{11} = \frac{\sigma_{11}}{E_{11}} - \frac{\nu_{21}}{E_{22}} (\sigma_{22} + \sigma_{33}) = 0 \\
 \varepsilon_{22} = \frac{\sigma_{22}}{E_{22}} - \nu_{12} \frac{\sigma_{11}}{E_{11}} - \nu_{23} \frac{\sigma_{33}}{E_{22}} = 0 \\
 \varepsilon_{33} = \frac{\sigma_{33}}{E_{22}} - \nu_{12} \frac{\sigma_{11}}{E_{11}} - \nu_{23} \frac{\sigma_{22}}{E_{22}} \neq 0
 \end{cases} \quad (6-21)$$

A partir de ce système d'équations, on peut exprimer les contraintes σ_{11} et σ_{22} en fonction de σ_{33} pour pouvoir enfin déterminer la relation entre les contraintes et les déformations en traction (Equation (6-24)). On note qu'un facteur K , qui est décrit en fonction des coefficients de Poisson, intervient dans cette relation (Equation (6-25)).

$$\sigma_{11} = \nu_{12} \left(\frac{1 - \nu_{23}}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \right) \sigma_{33} \quad (6-22)$$

$$\sigma_{22} = \left(\frac{\nu_{23} + \nu_{12}\nu_{21}}{1 - \nu_{12}\nu_{21}} \right) \sigma_{33} \quad (6-23)$$

$$\sigma_{33} = \left(\frac{1 - \nu_{12}\nu_{21}}{1 - 2\nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}^2} \right) E_{33} \cdot \epsilon_{33} \quad (6-24)$$

$$K = \frac{1 - \nu_{12}\nu_{21}}{1 - 2\nu_{12}\nu_{21} - \nu_{23}^2} \quad (6-25)$$

Il faudra alors diviser la valeur de la pente obtenue au cours des essais par le facteur K pour avoir le module du joint soudé en traction. Nous avons déterminé le coefficient ν_{23} par un calcul EF sur plusieurs images différentes de la microstructure, et nous avons trouvé 0,52. La valeur du facteur K est alors $K = 1,43$.

Les résultats des modules en traction sont donnés dans la figure 6-2 et le tableau 6-1.

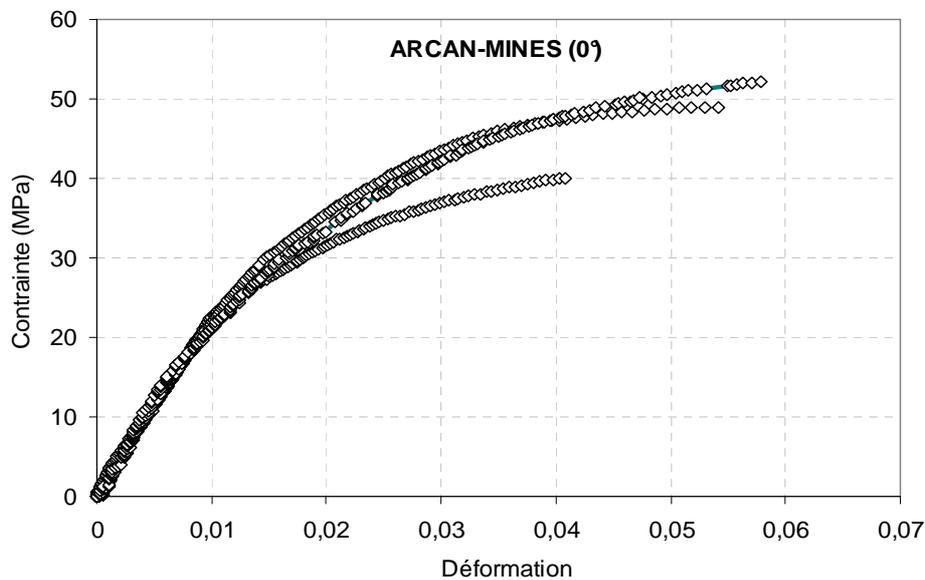


Figure 6-2. Résultats des essais de traction sur le joint soudé (Arcan-Mines).

Tableau 6-1: Résultats des modules de traction du joint soudé

Modules	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
$E_{22} = E_{33}$	1440 MPa	6,62 %	[1355 - 1526] MPa

Comme nous l'avons notifié précédemment, les courbes de traction étaient très difficiles à obtenir à cause, notamment, de la résistance très médiocre de la colle dans cette direction de sollicitation. En effet, malgré une préparation du collage très minutieuse, nous avons enregistré des ruptures adhésives entre le substrat métallique et la partie collée du composite, dans certains cas. Le comportement du joint soudé devient donc inaccessible. Dans d'autres cas, nous n'avons eu accès qu'aux caractéristiques à rupture à cause d'un mauvais enregistrement du déplacement (de l'ordre de quelques micromètres) en traction. Par ailleurs, les essais de cisaillement sont relativement plus faciles à mettre en œuvre, grâce à la résistance élevée de la colle pour cette sollicitation. Les modules sont alors donnés dans la figure 6-3 et le tableau 6-2.

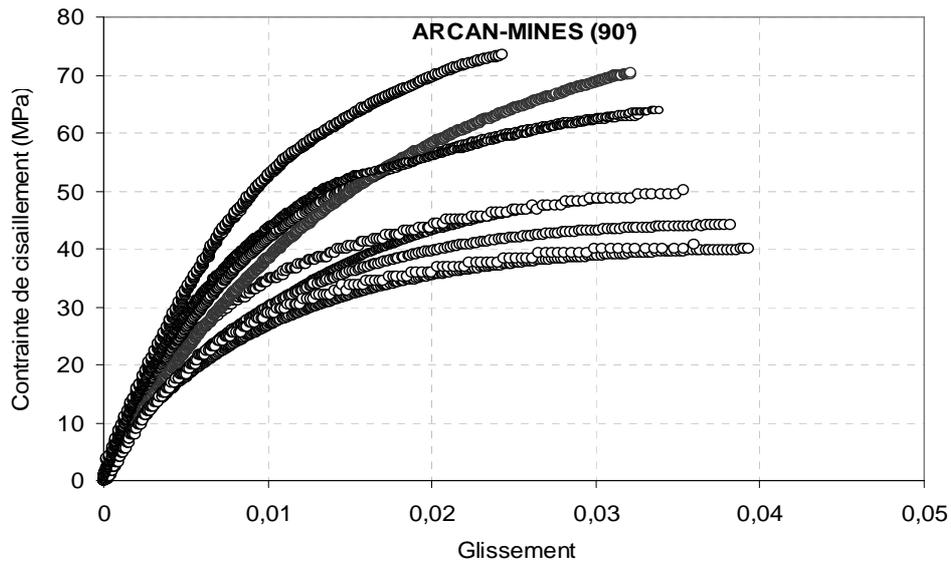


Figure 6-3. Résultats des essais de cisaillement sur le joint soudé (ARCAN-MINES).

Tableau 6-2: Résultats des modules de cisaillement du joint soudé

Modules	Moyenne	Coefficient de variation	Intervalle de confiance (95%)
$G_{12} = G_{13}$	5069,4 MPa	24,02 %	[4299,4 – 5839,4] MPa

Comme pour les valeurs à rupture, les modules de cisaillement présentent la plus forte variation (24,02%). Tous ces résultats (traction et cisaillement) permettent d'obtenir la matrice de rigidité C_{JS} , qui caractérise l'élasticité du joint soudé (Equation 6-26)

$$C_{JS} = \begin{bmatrix} 8266 & 1075 & 1075 & 0 & 0 & 0 \\ 1075 & 2061 & 1100 & 0 & 0 & 0 \\ 1075 & 1100 & 2061 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 480 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 5069 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 5069 \end{bmatrix} MPa \quad (6-26)$$

6-3 Modélisation du comportement non-linéaire du joint soudé: Surface de charge-Fonction seuil

Si les grandeurs mesurables permettent de construire directement un modèle de comportement linéaire d'un milieu continu, la démarche est plus longue et fastidieuse dans le cas d'un comportement non-linéaire. Plusieurs processus doivent être pris en compte pour modéliser les phénomènes physiques qui régissent ce comportement. La réussite d'une telle démarche dépend de la pertinence du choix des variables et des hypothèses associées.

Pour ce qui est des matériaux multiphasés, la connaissance de chaque phase prise séparément permet d'avoir une première approximation des mécanismes qui rentrent en jeu dans le modèle de comportement globale. Ainsi, grâce à l'expérience on favorise le choix de certaines variables plutôt que d'autres.

Bien que la non-linéarité du composite puissent être associée à un comportement viscoplastique de la matrice, nous faisons l'hypothèse d'un comportement élastoplastique. En outre, les essais multiaxiaux (0°, 30°, 60°, 90°) réalisés sur le joint soudé permettent de mettre en évidence l'effet de la pression hydrostatique, du fait que ses bords ne soient pas libres de se déformer au cours des sollicitations. Ce qui entraîne l'utilisation du premier invariant du tenseur des contraintes I_1 (Equation 6-27), en plus de la contrainte équivalente de von Mises $J(\underline{\sigma})$ (Equation 6-28), dans l'expression de la surface de charge.

$$I_1 = tr(\underline{\sigma}) \quad (6-27)$$

$$J(\underline{\sigma}) = \sqrt{3J_2(\underline{\sigma})} \quad (6-28)$$

$$J_2(\underline{\sigma}) = \frac{1}{2} s : s \quad (6-29)$$

J_2 est le deuxième invariant du tenseur déviateur des contraintes s .

La contrainte équivalente de von Mises peut s'exprimer en fonction des contraintes principales par :

$$J(\underline{\sigma}) = \sqrt{\frac{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + 6\sigma_{13}^2}{2}} \quad (6-30)$$

Dans [JOA, 2007], il a été démontré, pour le cas d'un joint de colle, qu'une fonction basée seulement sur le critère de von Mises ne permet pas de simuler correctement le comportement non-linéaire d'une zone confinée. Le début de la plasticité est très mal évalué et l'écroutissement est également mal modélisé.

Pour prendre en compte le confinement du joint soudé, nous allons modéliser son comportement par le critère de Drucker-Prager [DRU et PRA, 1952], qui est exprimée en fonction du premier invariant et du second invariant du tenseur des contraintes (Equation 6-31).

$$f(\underline{\sigma}) = J(\underline{\sigma}) - \beta R_0 + (\beta - 1)I_1(\underline{\sigma}) \text{ avec } \beta \geq 0 \quad (6-31)$$

En considérant $\beta = 1$, on obtient le critère de von Mises.

En outre, [JOA, 2007] a montré que la sensibilité à la pression hydrostatique est d'autant mieux modélisée que la fonction est élevée à une puissance $a \geq 1$. On obtient alors le critère de Drucker-Prager généralisé:

$$f_a(\underline{\sigma}) = J^a(\underline{\sigma}) - \beta R_0^a + (\beta - 1) I_1(\underline{\sigma}) R_0^{a-1} \text{ avec } \beta \geq 0 \text{ et } a \geq 1 \quad (6-32)$$

Pour faciliter l'identification, la fonction de forme est rendue homogène à une contrainte par sa forme finale suivante [JOA, 2007] :

$$f(f_a) = \text{signe}(f_a) \sqrt[a]{|f_a|} \text{ avec } a \geq 1 \quad (6-33)$$

En considérant les équations (6-22), (6-23), (6-24), (6-27) et (6-28), on peut exprimer les invariants I_1 et J en fonction de la contrainte σ_{33} :

$$I_1 = 1.708 \sigma_{33} \quad (6-34)$$

$$J = \sqrt{0.515 \sigma_{33}^2 + 3 \sigma_{13}^2} \quad (6-35)$$

Le couple (I_1, J) sera déterminé pour les limites d'élasticité et les contraintes à rupture pour chaque direction de sollicitation et pour chaque essai. Pour un essai de traction, par exemple, nous aurons $I_1 = 1.708 \sigma_{33}$ et $J = \sqrt{0.515 \sigma_{33}^2}$. Dans le cas d'un essai de cisaillement, seule le deuxième invariant est calculé et est égal à $J = \sqrt{3 \sigma_{13}^2}$, ($I_1 = 0$). Les contraintes σ_{33} et σ_{13} seront remplacées par les limites d'élasticité ou les contraintes à rupture, en fonction du calcul (élasticité ou rupture).

En représentant la limite d'élasticité et la contrainte à rupture dans le plan (I_1, J) , on remarque bien que leurs frontières sont caractérisées par une enveloppe pseudo-ellipsoïdale (Figure 6-4), plutôt que par une droite horizontale, comme c'est le cas pour le critère de von Mises.

Cette enveloppe permet de trouver le couple (I_1, J) pour n'importe quelle direction de sollicitation. Ceci est très important pour modéliser et simuler les assemblages de structures complexes, car le critère permettra alors de prédire le déclenchement de la plasticité (ainsi que la rupture) quelle que soit la direction de sollicitation.

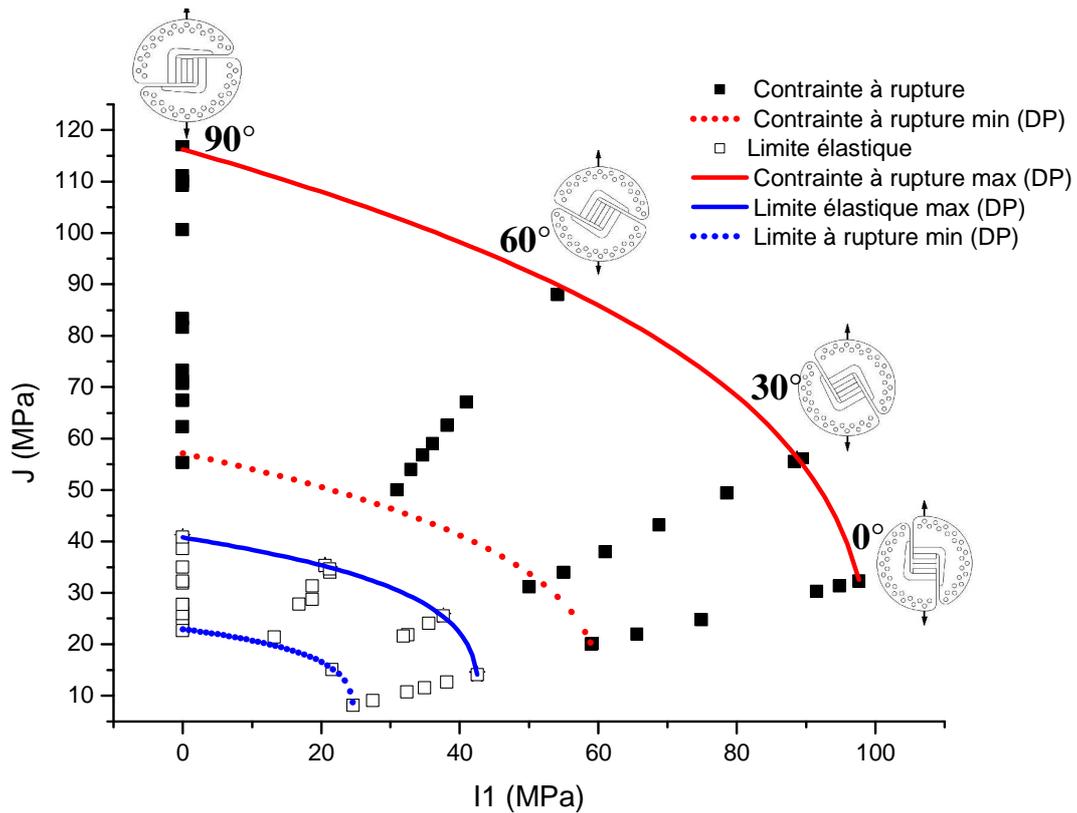


Figure 6-4. Critères de plasticité et de rupture (déterministe) basé sur le modèle de Drucker-Prager généralisé.

On note une dispersion des valeurs dans chaque direction de sollicitation. Les valeurs moyennes du critère de plasticité et de rupture sont alors encadrées par une valeur maximale et une valeur minimale (figures 6-5 et 6-6). Ce qui permet de faire des simulations avec différents niveaux du critère pour pouvoir prendre en compte les fluctuations liées aux variations du comportement du joint soudé.

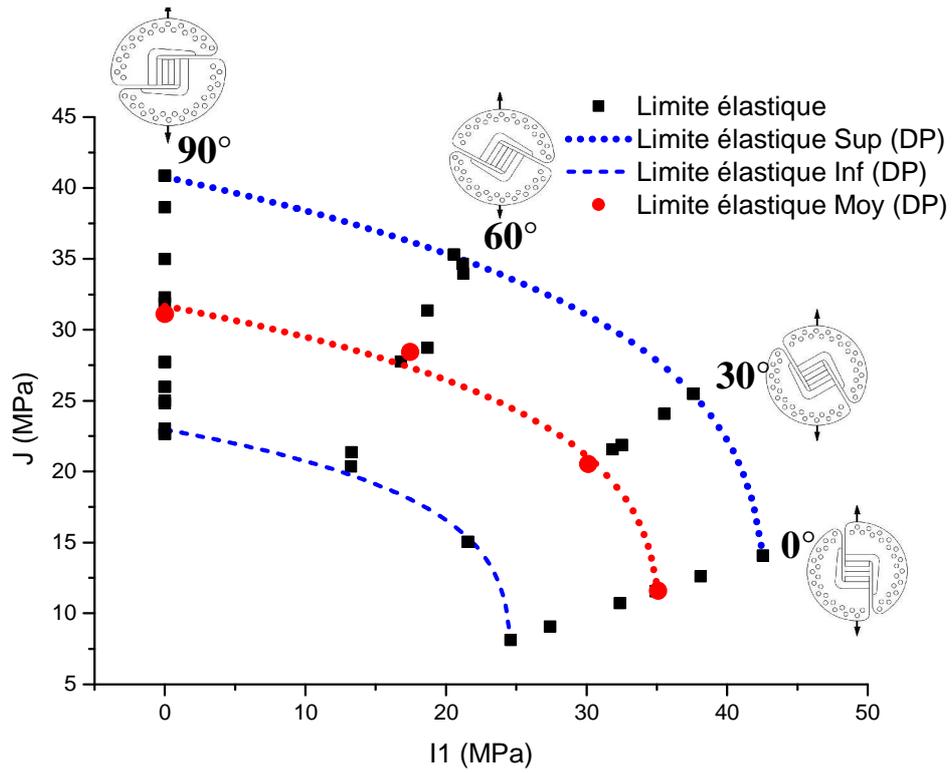


Figure 6-5. Encadrement du critère moyen de plasticité par des critères de niveau minimum et maximum.

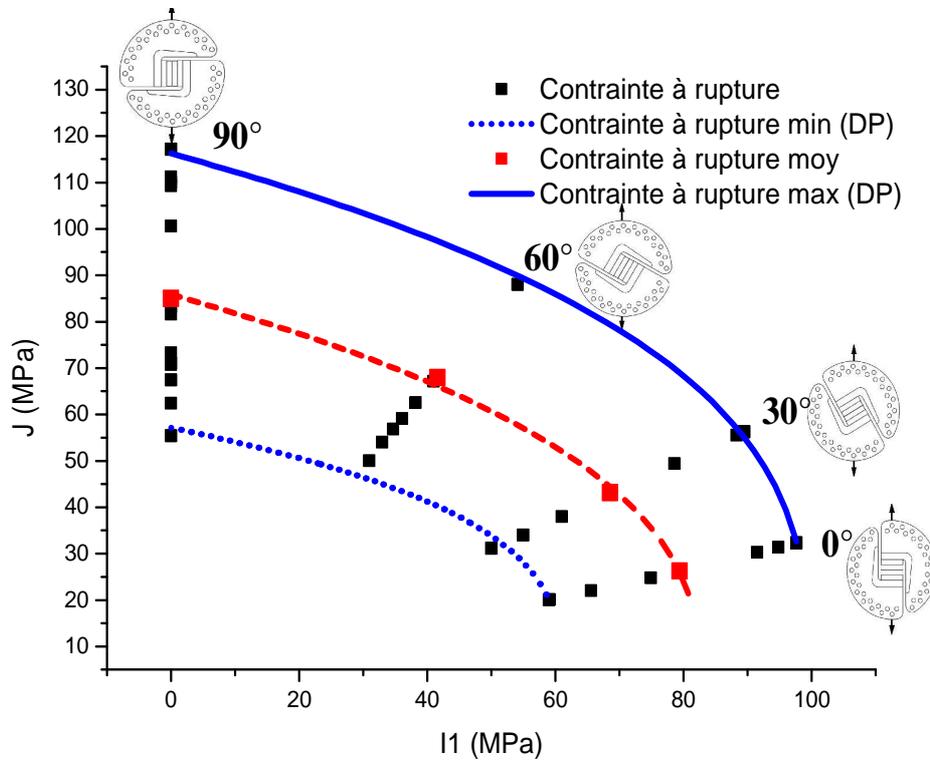


Figure 6-6. Encadrement du critère moyen de rupture par des critères de niveau minimum et maximum.

Pour faciliter la lecture dans les parties suivantes, en l'occurrence la validation du critère de plasticité, nous allons appeler la courbe supérieure du critère $f_{plasticité}^{Sup}$. Par analogie, la courbe moyenne et inférieure seront respectivement appelées $f_{plasticité}^{Moy}$ et $f_{plasticité}^{Inf}$. La même notation est retenue pour la rupture ($f_{rupture}^{Sup}$, $f_{rupture}^{Moy}$, $f_{rupture}^{Inf}$).

Les coefficients des différentes courbes sont déterminés au moyen du logiciel Origine 7.0 (par la méthode inverse) et sont donnés dans les tableaux suivants :

Tableau 6-3: Coefficients de la fonction de charge

	a	β	R_0 (MPa)
$f_{plasticité}^{Sup}$	4,41	3,5	30,68
$f_{plasticité}^{Moy}$	4,63	3,26	24,54
$f_{plasticité}^{Inf}$	5,09	3,59	17,85

Tableau 6-4 Coefficients des critères de rupture déterministe

	a	β	R_0 (MPa)
$f_{rupture}^{Sup}$	3,04	3,91	74,25
$f_{rupture}^{Moy}$	2,67	3,11	56,14
$f_{rupture}^{Inf}$	2,59	3,02	39,25

Pour vérifier le modèle élastoplastique du joint soudé, le dispositif de l'essai est modélisé et maillé grâce au code de calcul par éléments finis Abaqus (Figure 6-7), tandis que la simulation numérique est effectuée au moyen du code ZeBuLoN. Le joint soudé sera représenté par un ellipsoïde, qui se rapproche le plus de la forme observée dans la coupe transversale de l'assemblage.

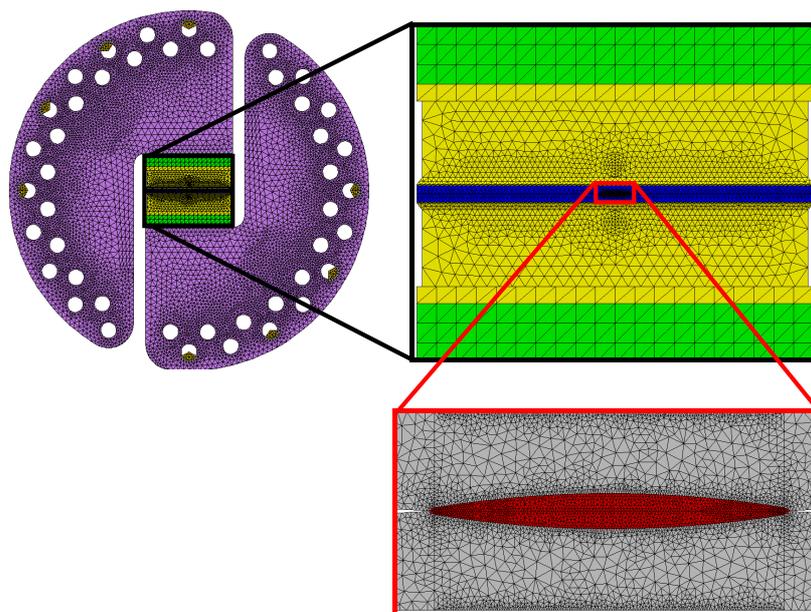


Figure 6-7. Modélisation du dispositif ARCAN-MINES pour la simulation numérique.

6-3-1 Vérification du comportement élastique du joint soudé

Le modèle élastique du joint soudé est caractérisé par une matrice de rigidité isotrope transverse (Equation (6-26)), déterminée par une méthode analytique. La vérification consiste à comparer les résultats expérimentaux à la réponse numérique du modèle à travers la modélisation du dispositif Arcan-Mines (Figure 6-7).

Lors de la procédure expérimentale, un déplacement est imposé au joint. Ce qui engendre son ouverture progressive jusqu'à la rupture. Nous imposons numériquement les mêmes conditions. Au cours de l'essai expérimental, l'évolution de la force de la cellule de charge est enregistrée et cette force sera comparée à la valeur calculée par la simulation numérique. Cette démarche est décrite dans le schéma de la figure 6-8 suivante.

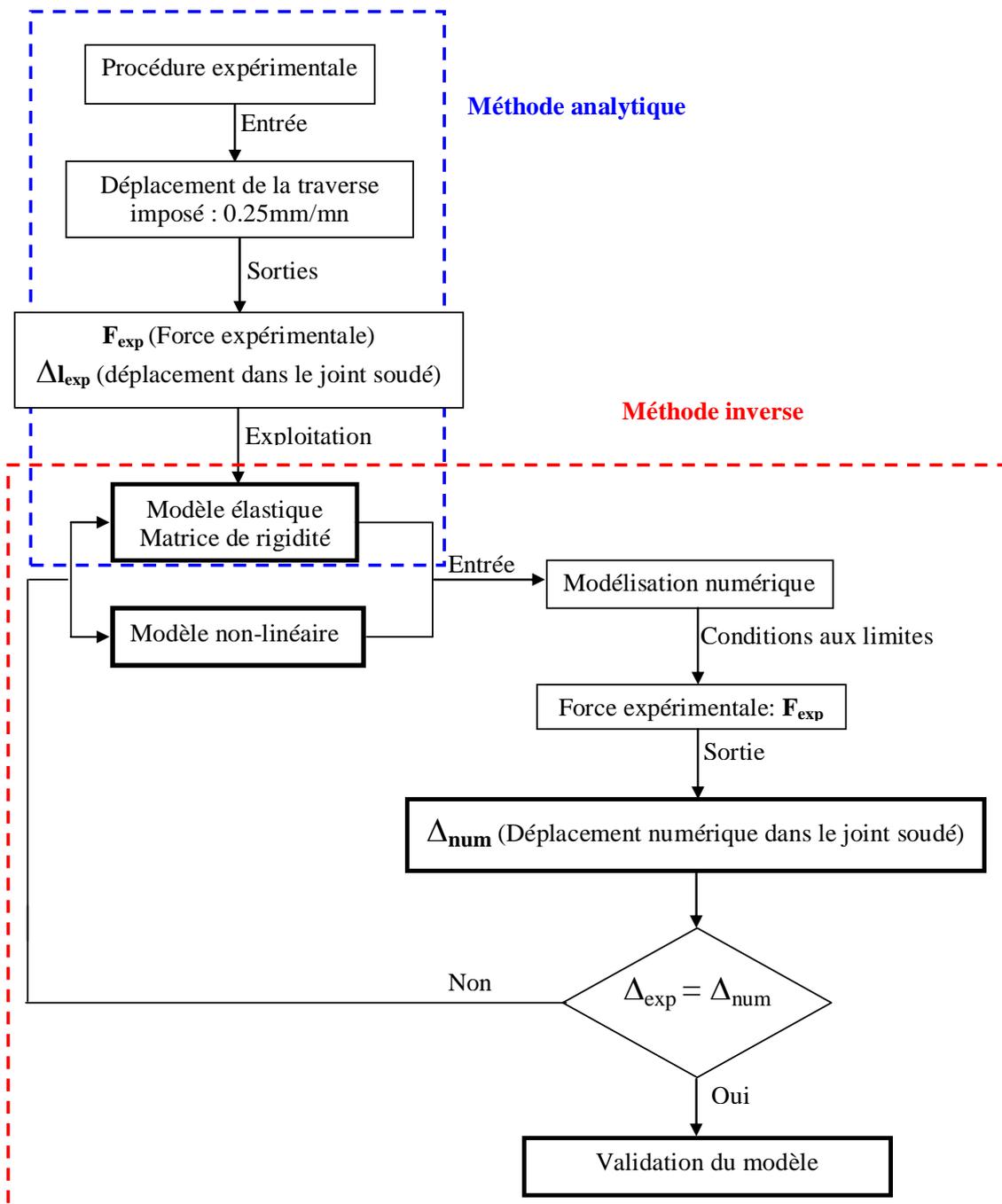


Figure 6-8. Schéma de la procédure de validation du comportement du joint soudé.

On peut observer qu'une bonne corrélation est obtenue entre les résultats expérimentaux et numériques, concernant le comportement dans le domaine élastique de l'assemblage (Figures 6-9 et 6-10). Le modèle élastique du joint soudé, déterminé par une méthode analytique, permet donc de modéliser la rigidité de l'assemblage aussi bien en traction qu'en cisaillement, mais aussi en mode mixte.

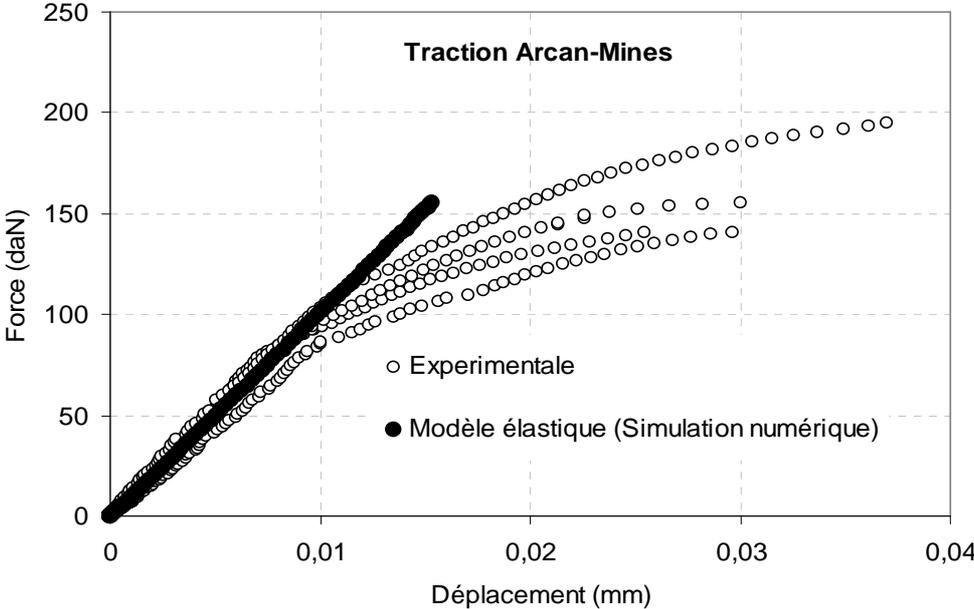


Figure 6-9. Résultats de la validation du modèle élastique du joint soudé sur des essais de traction.

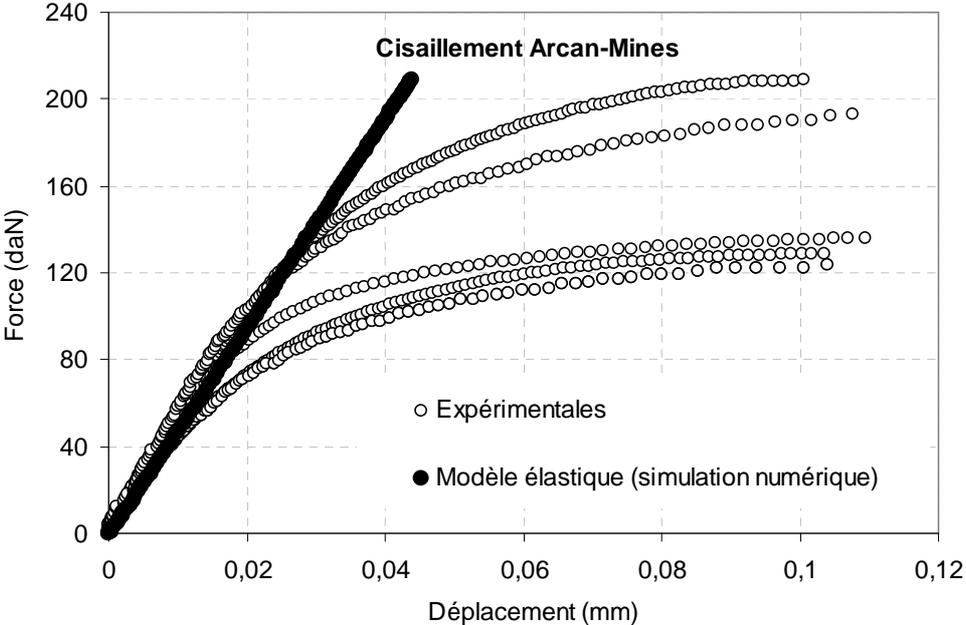


Figure 6-10. Résultats de la validation du modèle élastique du joint soudé sur des essais de cisaillement.

Au-delà de la vérification du comportement élastique du joint soudé, ces résultats permettent de valider également une méthode car, ils prouvent que la méthode analytique (appuyée de

quelques hypothèses simplificatrices) permet de déterminer la rigidité élastique du joint soudé. Ceci est déterminant pour les assemblages complexes pour lesquels la modélisation complète (élasto-plasticité) serait prohibitive en termes de capacité machines et de temps CPU.

6-3-2 Vérification du comportement élasto-plastique du joint soudé

La procédure de vérification du comportement non linéaire est la même que celle décrite à la figure 6-8. La réponse du modèle numérique sera comparée à celle mesurée expérimentalement suite à une sollicitation identique.

Le modèle de Drucker-Prager généralisé est implémenté dans le code de calcul par éléments finis Zebulon, suite aux travaux de Joannès [JOA, 2009].

La fonction d'écoulement est choisie en fonction de l'écroutissement cinématique, dont les paramètres sont C et D (Equation 6-14).

Si tous les coefficients ont jusqu'à présent été déterminés soit par méthode analytique (pour la matrice de rigidité) soit par identification à partir des essais expérimentaux (pour les paramètres du critère de plasticité), il nous semble, cependant, impossible de déterminer les paramètres de la loi d'écroutissement sans passer par une approche inverse. Nous avons donc reproduit numériquement l'essai expérimental (Arcan-Mines), en faisant varier les paramètres d'écroutissement jusqu'à obtenir la meilleure corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques. Après les calculs numériques, on obtient les paramètres suivants et on peut observer les résultats sur les figures 6-11 et 6-12:

C	D
475	115

Pour vérifier le niveau de précision du modèle, les simulations numériques sont effectuées avec les trois niveaux du critère (supérieur, moyen et inférieur) et les résultats sont reportés dans les faisceaux des courbes expérimentales (Figure 6-11 et 6-12).

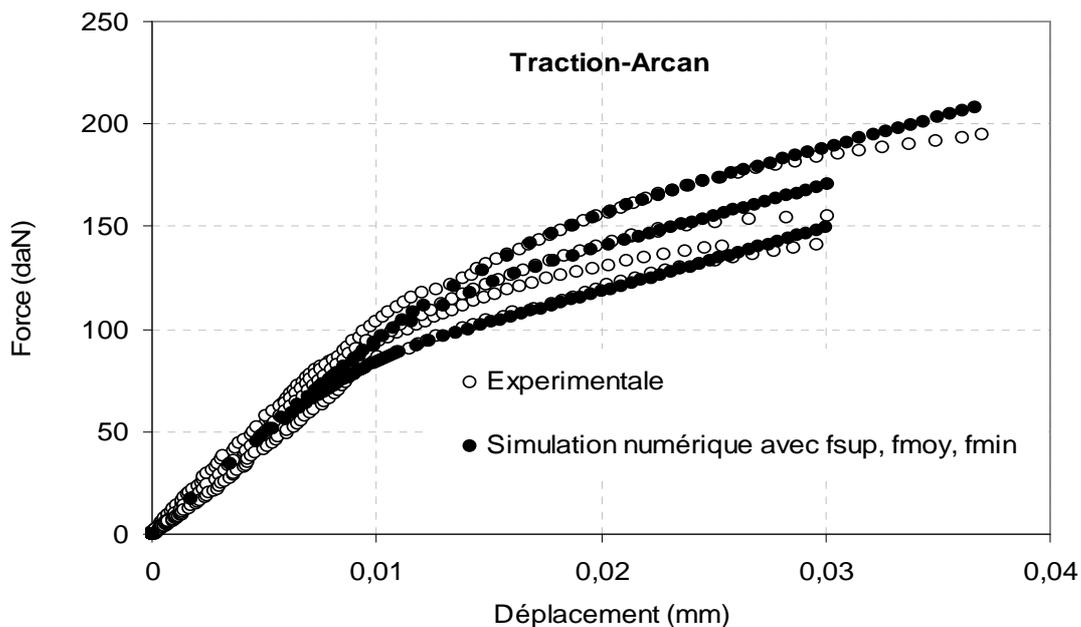


Figure 6-11. Simulations de traction avec les trois niveaux du critère de plasticité.

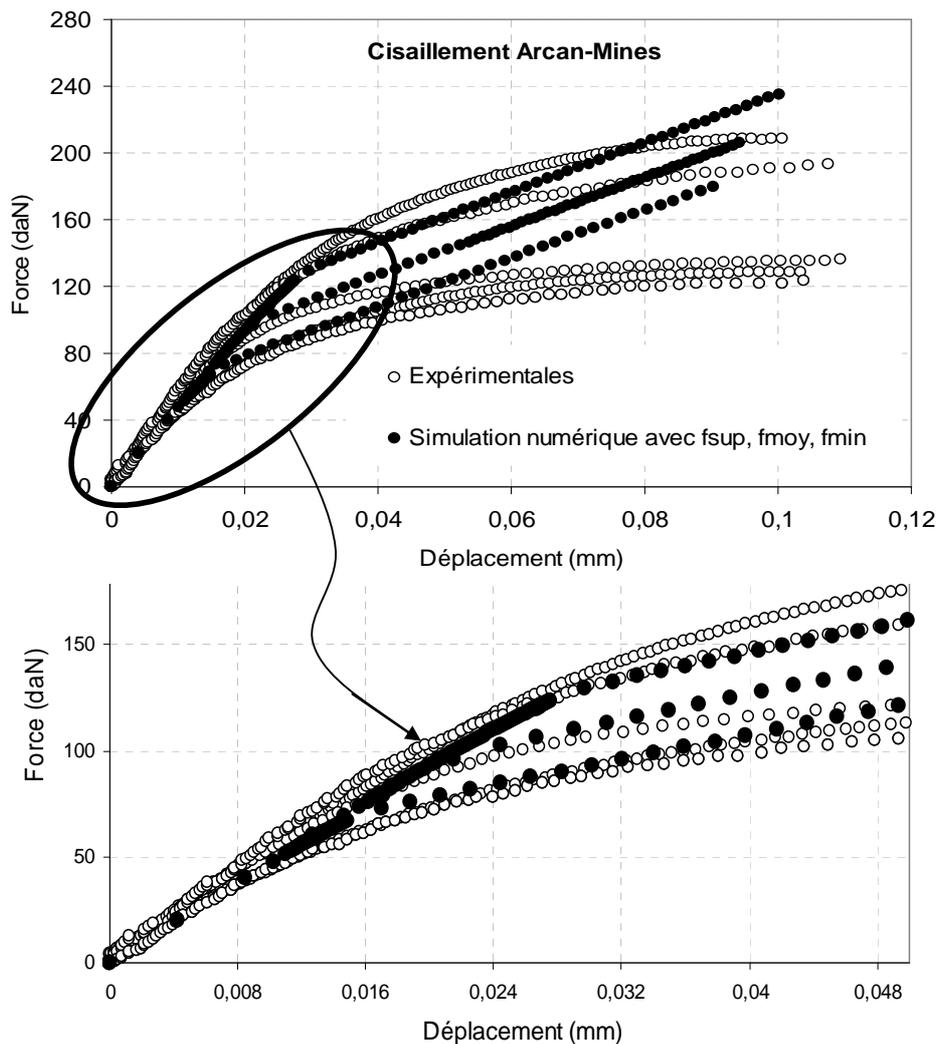


Figure 6-12. Simulation de cisaillement avec les trois niveaux du critère de plasticité.

On observe qu'en traction aussi bien qu'en cisaillement, le modèle permet de détecter le début de la plasticité dans le joint soudé. Le déclenchement de la plasticité est donc bien décrit. Dans le cas de la traction, le modèle permet de simuler correctement la quasi-intégralité du comportement mécanique (entrée en plasticité et évolution de l'écroutissage) du joint soudé. On note également que les trois niveaux des critères se reportent assez correctement sur les faisceaux des courbes expérimentales. Ceci rend possible la prise en compte des fluctuations du comportement lors des simulations numériques.

Ces paramètres d'écroutissage viennent compléter le modèle de comportement élasto-plastique du joint soudé qui se résume à :

- une matrice de rigidité isotrope transverse pour la partie élastique (Equation 6-26),
- Un critère de plasticité pour détecter le début du comportement non-linéaire (Equations 6-32, 6-33 et tableaux 6-3, 6-4, pour les coefficients)
- les paramètres d'écroutissage C et D, pour l'écoulement plastique.

A chaque fois que nous allons parler de modèle de comportement élasto-plastique du joint soudé (ou de comportement mécanique, ou de modèle tout simplement), nous faisons allusion à ces trois éléments essentiels.

Des améliorations doivent cependant être apportées dans la loi d'écoulement pour bien modéliser la non-linéarité, surtout en cisaillement. On remarque en effet que l'écrouissage n'y est pas bien décrit. Ce qui se traduit par un comportement plastique-rigide. D'autres mécanismes (comme l'endommagement dans la matrice, par exemple) devraient probablement être pris en compte dans le modèle numérique pour bien modéliser cette sollicitation. On peut également prendre un écrouissage isotrope à la place du cinématique, ou bien considérer une combinaison des deux. On peut également proposer des modèles du type M2C1 (2 mécanismes, 1 critère) [BES et al. 2001]. On peut aussi prendre en compte la viscoplasticité de la matrice à la place de la plasticité.

7 Validation du comportement mécanique du joint soudé

La précision d'un modèle se mesure par sa capacité à reproduire numériquement les résultats obtenus par des procédures expérimentales. Par ailleurs, pour pouvoir être appliqué dans un contexte autre que celui des éprouvettes de laboratoire, le modèle devra pouvoir prédire le comportement d'un assemblage autre que celui qui a servi à la caractérisation et à l'identification des paramètres.

Pour ce qui est de cette étude, nous avons choisi des éprouvettes de type simple-recouvrement et un raidisseur, pour la validation.

Le raidisseur qui est soudé sur une plaque transparente constitue la partie absorbante de l'assemblage. Bien que le modèle de comportement ait été identifié sur un composite unidirectionnel, cette validation est effectuée sur un raidisseur qui a une structure stratifiée. Dans un cadre rigoureux de comparaison, nous choisirions un raidisseur unidirectionnel pour la validation. Mais nous estimons que le fait que sa première couche soit unidirectionnelle et que le joint soudé ne la traverse pas entièrement (500 μm en moyenne), nous permet de nous rapprocher du soudage de deux composites unidirectionnels. Le comportement global du raidisseur doit, en revanche, tenir compte de sa structure stratifiée dans la modélisation et les calculs par éléments finis.

La validation du modèle requiert que les conditions des essais expérimentaux soient scrupuleusement respectées, en termes de conditions aux limites et du type de sollicitation. Une bonne approximation est ainsi obtenue entre les résultats expérimentaux et numériques.

7-1 Validation sur les éprouvettes de type simple-recouvrement

Les deux configurations des éprouvettes de type simple-recouvrement (E90 et E0) sont modélisées puis maillées avec le code de calcul ZeBuLoN, (Figure 7-1 et 7-2). La procédure de validation sera la même que celle décrite à la figure 6-8. La valeur d'entrée pour la simulation numérique sera alors le modèle élasto-plastique (pour le joint soudé), et la matrice de rigidité isotrope transverse du composite (Equation 2-6) pour le corps de l'éprouvette. Pour le critère de plasticité, nous avons choisi les valeurs moyennes des coefficients ($f_{plasticité}^{Moy}$).

Les éprouvettes E90 sont modélisées en 2D et les calculs sont effectués en déformations planes, tandis que les éprouvettes E0 sont modélisées en 3D. Ce qui ne peut être autrement, vu la position du joint soudé (Figure 7-2).

Dans chaque configuration expérimentale, la courbe moyenne a été retenue et sera comparée à celle obtenue par simulation numérique.

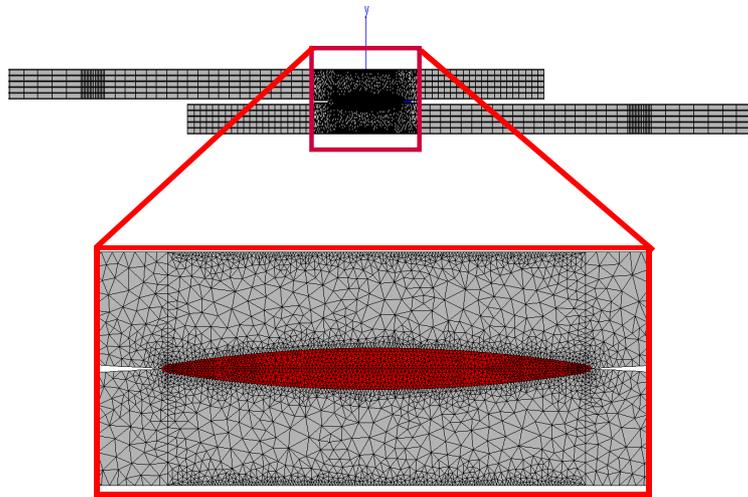


Figure 7-1. Maillage de l'éprouvette E90.

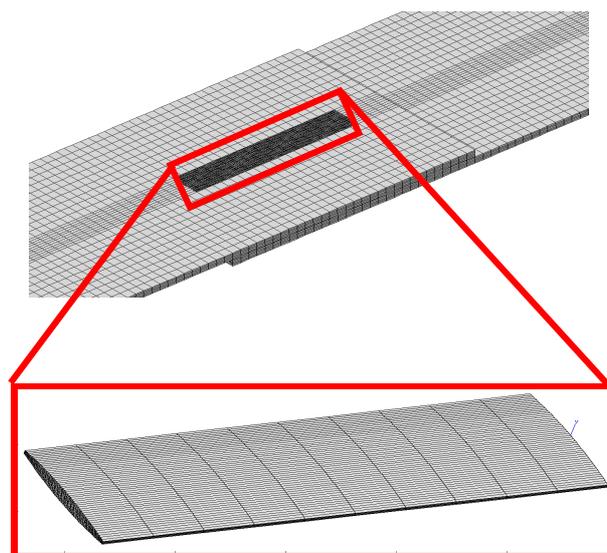


Figure 7-2. Maillage de l'éprouvette E0.

Les résultats de la validation montrent une bonne corrélation entre les essais numériques et expérimentaux (Figures 7-3 et 7-4). Cette corrélation est encore meilleure dans le cas des éprouvettes E90.

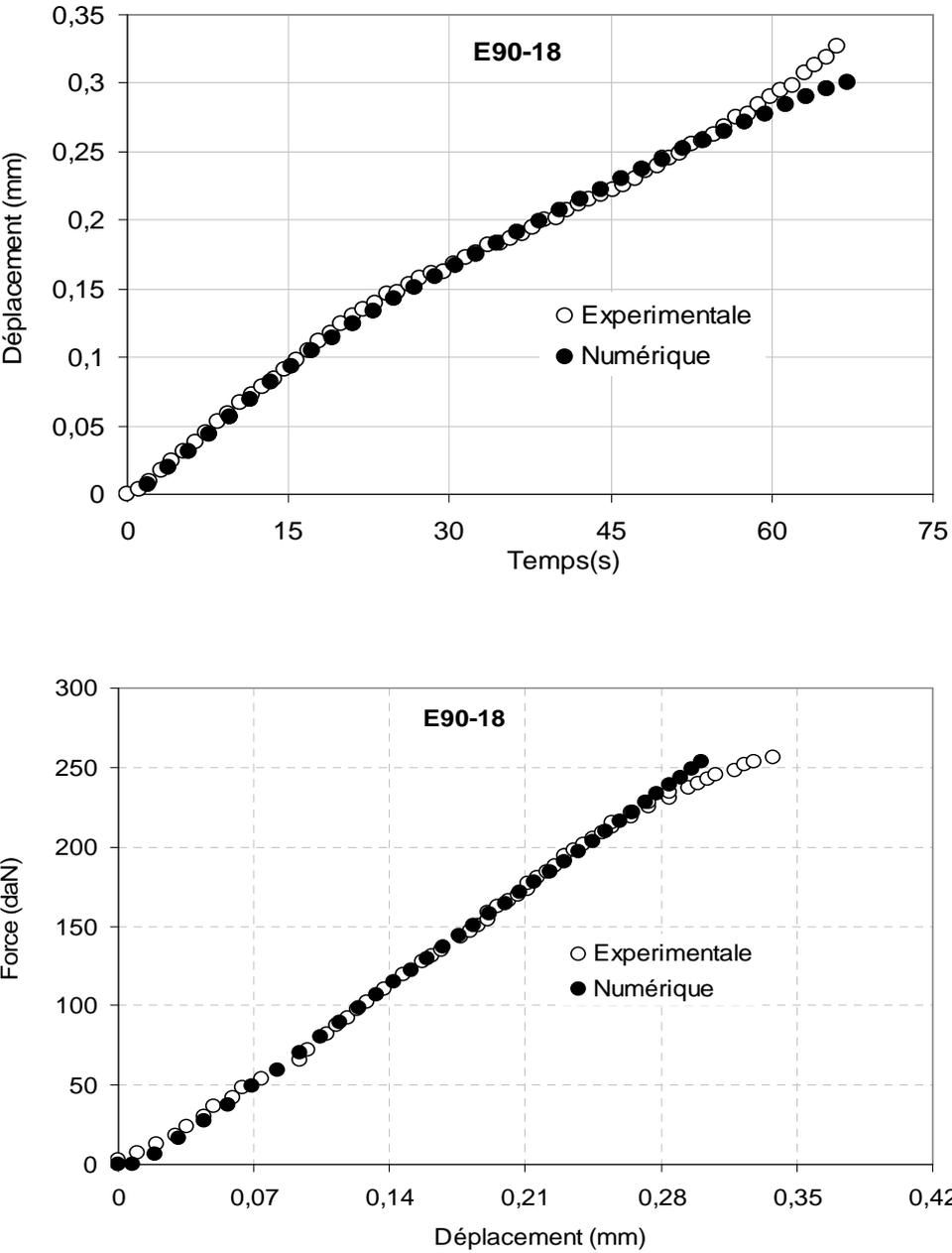


Figure 7-3. Corrélation des essais expérimentaux et numériques des éprouvettes E90.

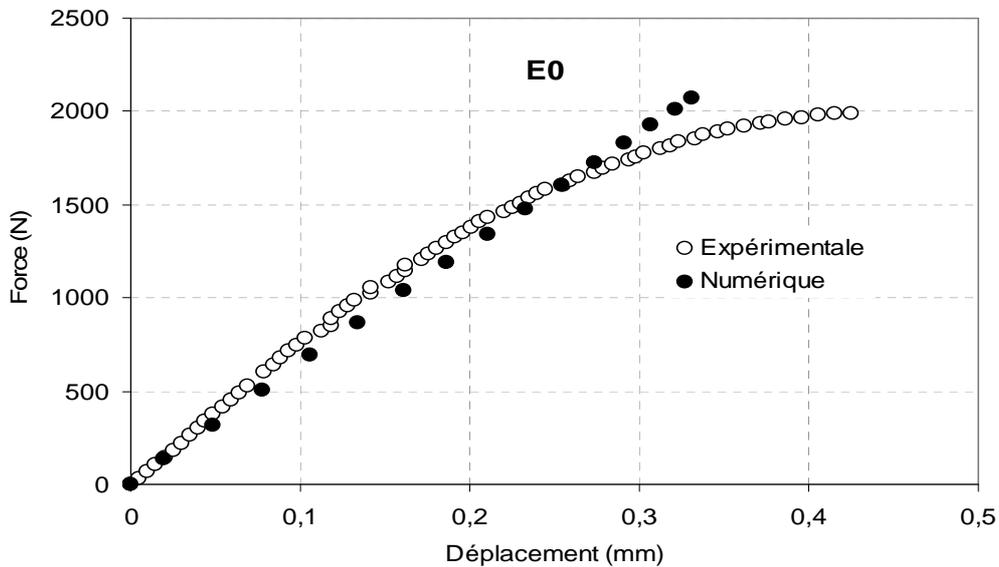
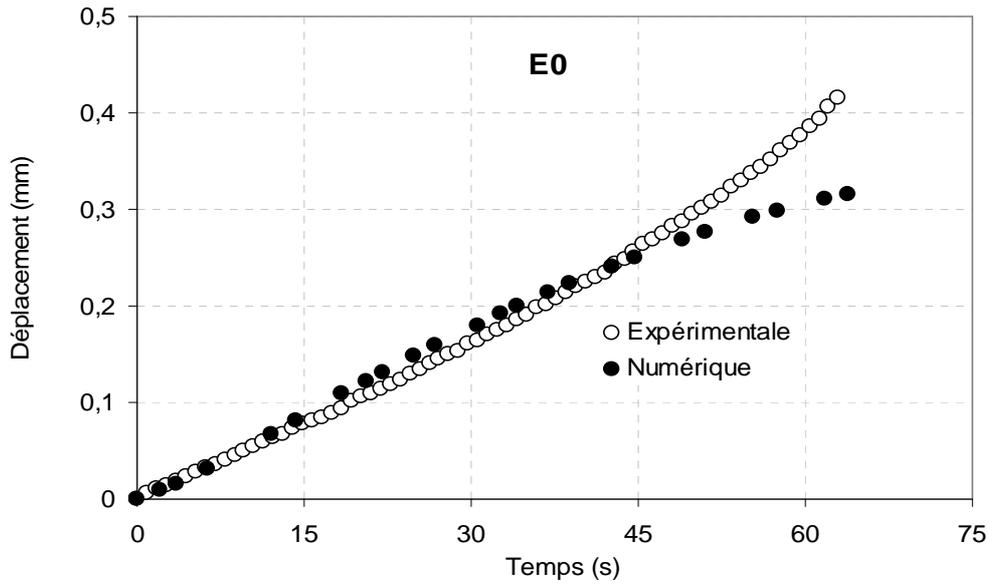


Figure 7-4. Corrélation des essais expérimentaux et numériques des éprouvettes E0.

Cette première validation sur les éprouvettes simple-recouvrement est encourageante, même s'il faut améliorer l'écoulement plastique pour prendre en compte tous les phénomènes physiques qui interviennent pendant la sollicitation, et mieux modéliser ainsi la non-linéarité observée au cours des essais expérimentaux.

Une fois que le modèle du joint soudé permet de décrire l'assemblage des éprouvettes de type simple-recouvrement, nous avons voulu vérifier l'état des contraintes dans cette configuration qui est très souvent considéré comme un état de cisaillement dans la littérature. Pour cela, les composantes principales du tenseur des contraintes ont été tracées dans un seul graphe pour chacune des deux configurations des éprouvettes (Figures 7-5 et 7-6).

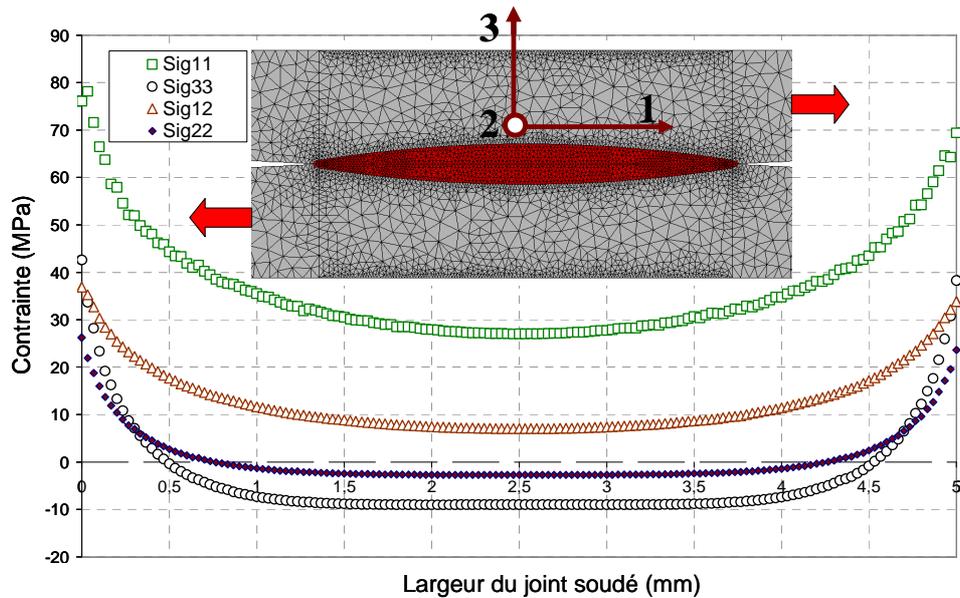


Figure 7-5. Etat des contraintes dans le joint soudé, éprouvettes E90.

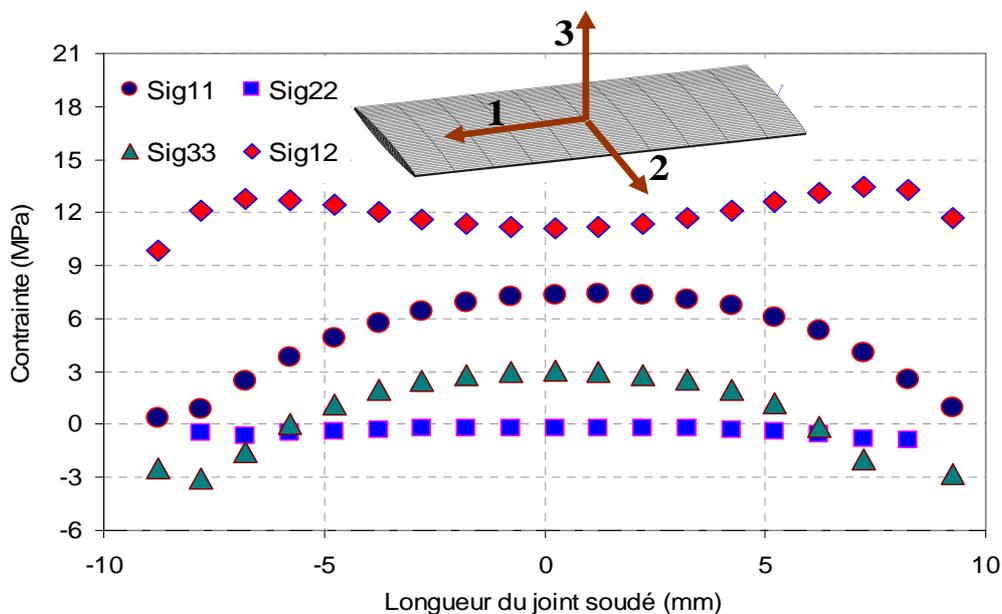


Figure 7-6. Etat des contraintes dans le joint soudé, éprouvettes E0.

On observe tout d'abord que dans les deux cas, l'assemblage n'est pas soumis à des sollicitations simples. Il s'agit, en effet, de sollicitations composées qu'il serait impossible de mettre en évidence sans avoir, au préalable, le modèle de comportement du joint soudé.

D'autre part, on note que la composante de cisaillement n'est pas toujours la plus prépondérante, comme il est assez souvent stipulé dans la littérature. Pour les éprouvettes E90 (Figure 6-5), c'est la composante de traction qui est prépondérante. En effet, le joint soudé subit plus de rotation dans cette configuration, suite à l'écartement progressif des bords libres pendant l'essai (Figure 7-7). Ceci crée de plus en plus une sollicitation de traction (Figure 7-8).

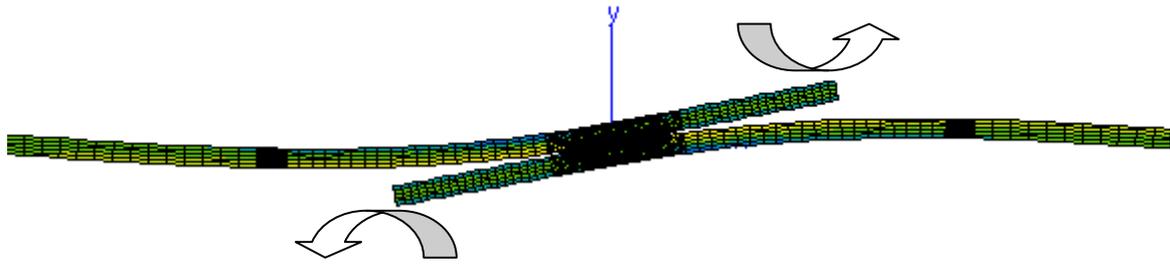


Figure 7-7. Ecartement des bords libres pendant la simulation d'une éprouvette E90.

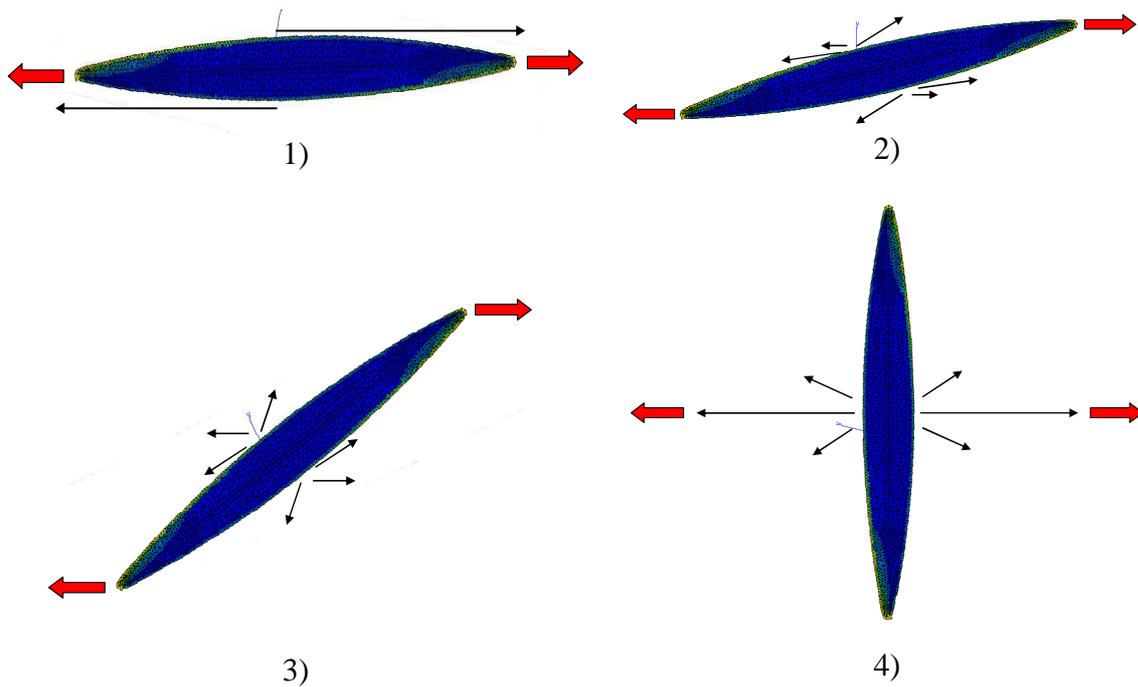


Figure 7-8. Apparition progressive de la composante de traction en fonction de la rotation du joint soudé (E90).

Pour les éprouvettes E0, le joint soudé est plus proche des bords libres. Ce qui limite sa rotation pendant la sollicitation (Figure 7-9). Et comme on pouvait s'y attendre, c'est la composante de cisaillement qui est plus prépondérante dans ce cas.

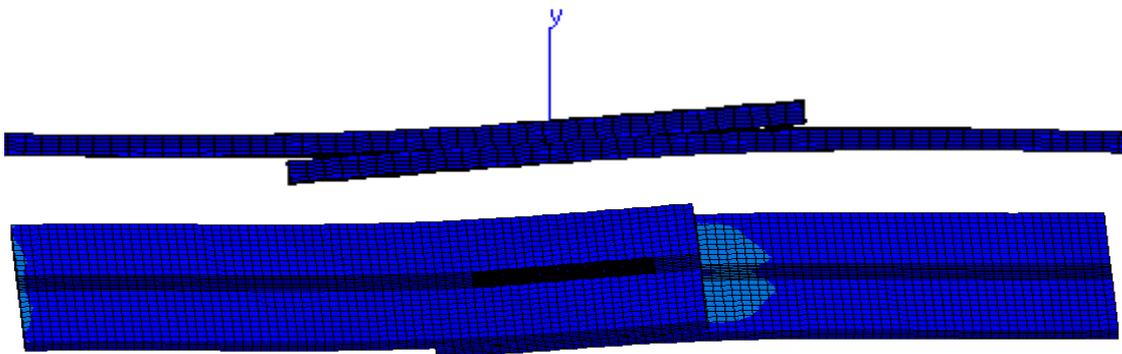


Figure 7-9. Limitation de la rotation du joint soudé pour les éprouvettes E0.

On voit, une fois de plus, pourquoi il est difficile d'interpréter les résultats issus de ces essais et surtout pourquoi il ne serait pas juste de considérer uniquement la composante de cisaillement au cours des sollicitations de ce type d'éprouvette.

En outre, la connaissance préalable du modèle de comportement du joint soudé permet de déterminer l'état des contraintes dans l'assemblage.

7-2 Validation du modèle de comportement sur un raidisseur

Bien qu'il ne représente pas, de part sa taille, une structure industrielle, le raidisseur peut représenter un bon compromis entre les échantillons de laboratoire et les pièces structurales (pare-choc de voiture, portière de voiture, etc.).

Dans cette partie, nous allons le modéliser et prendre en compte le modèle du joint soudé dans la zone d'assemblage pour la validation. Deux approches peuvent alors être exploitées. Nous convenons d'appeler la première, approche globale. Elle consiste à étudier la réponse du raidisseur à une sollicitation extérieure en se situant assez loin de la zone soudée (principe de Saint-Venant). Ceci nous affranchit plus ou moins des effets du maillage local dans cette zone.

La deuxième approche (locale) consiste à étudier la réponse du raidisseur en analysant les points autour de la zone soudée. Cette approche est plus critiquable car elle est fortement tributaire de la finesse du maillage. Un maillage relativement raisonnable (ni trop raffiné, ni trop grossier) permet, néanmoins, d'obtenir une première approximation pour vérifier le niveau de précision du modèle de comportement.

7-2-1 Approche globale

Le raidisseur est fabriqué dans le même matériau (PA6+ fibres de verre continues) que les éprouvettes qui ont servi à la caractérisation mécanique, avec la même fraction volumique (40%). Des pigments de noirs de carbone sont ajoutés pour le rendre absorbant au rayonnement du faisceau laser (Figure 7-10).

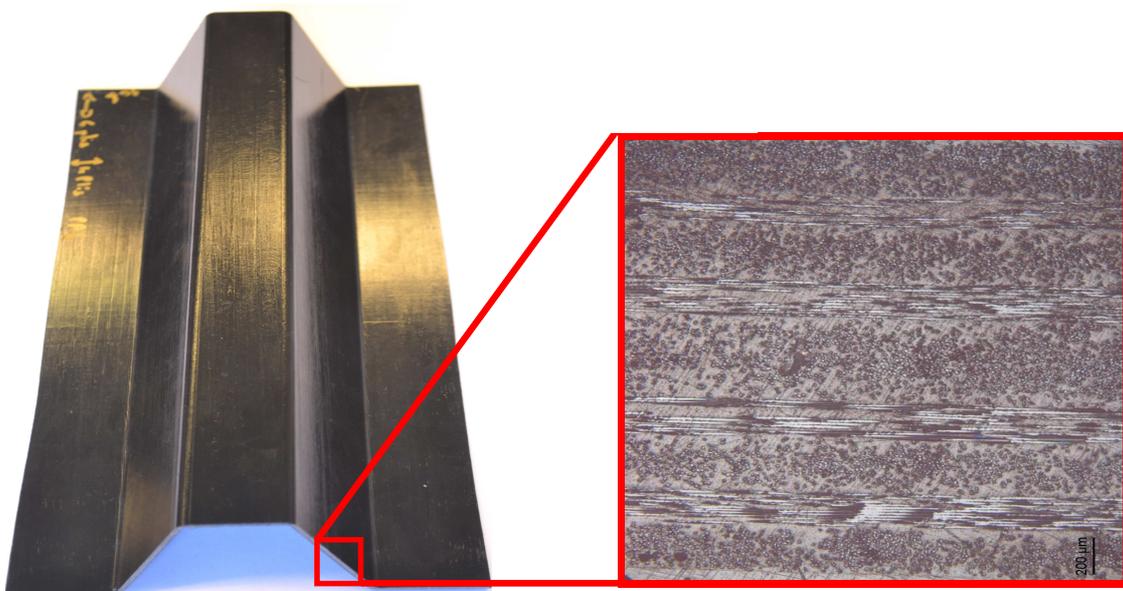


Figure 7-10. Raidisseur ayant servi à la validation du comportement du joint soudé.

L'assemblage par faisceau laser est obtenu en soudant le raidisseur sur une plaque transparente constituée de 5 plis unidirectionnels (Figure 7-11). Nous utilisons les mêmes paramètres de soudage que pour les échantillons qui ont permis la caractérisation du joint soudé. Ce qui permet de considérer que la profondeur du joint soudé au sein du raidisseur est de $500\ \mu\text{m}$ en moyenne.



Figure 7-11. Assemblage du raidisseur sur une plaque.

Après l'assemblage par un joint soudé sur toute sa longueur (Figure 7-11), le raidisseur sera découpé pour pouvoir être placé dans le dispositif, spécialement conçu pour cet essai (Figure 7-12). Chaque partie découpée a une largeur de 30 mm.

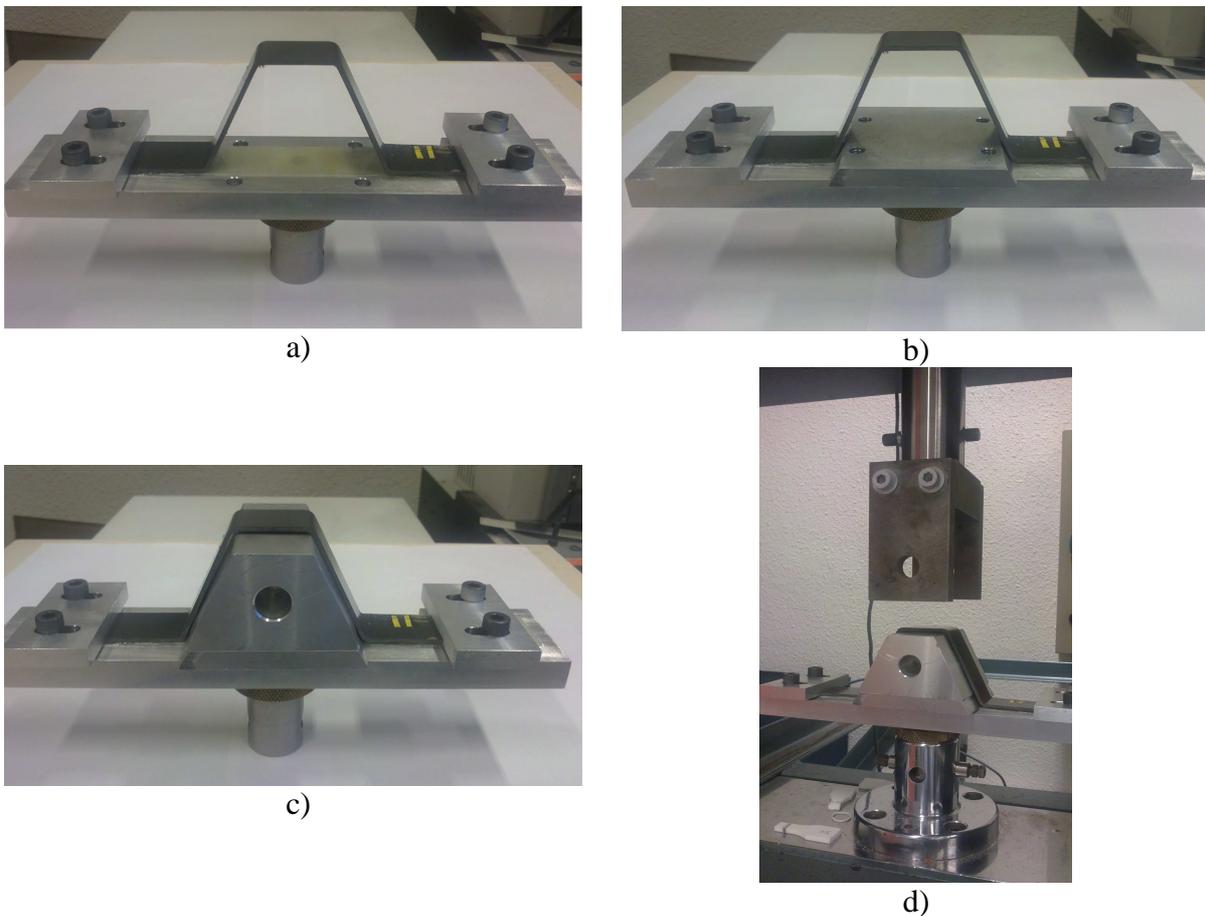


Figure 7-12. Dispositif d'essai sur le raidisseur.

Pour ne solliciter que le joint soudé, la plaque transparente est collée sur la partie métallique du dispositif (Figure 7-12-a). Une plaque métallique vient la maintenir, pour qu'elle ne se décolle pas pendant l'essai (Figure 7-12-b). L'application de la sollicitation sur le raidisseur est rendue possible grâce à une autre pièce de forme trapézoïdale, qui est placée entre la plaque métallique et la partie supérieure du raidisseur (Figure 7-12-c). Le montage est ainsi prêt pour être placé sur la machine de l'essai (Figure 7-12-d).

Pendant l'essai, le pilotage se fait en déplacement de la traverse, à 0.25 mm/mn, avec une cellule de charge de capacité maximale de 500 daN. Le dispositif permet d'appliquer un déplacement sur la partie supérieure du raidisseur, et de solliciter ainsi l'ouverture du joint soudé jusqu'à sa rupture. Le résultat de cet essai est donné dans la figure 7-13.

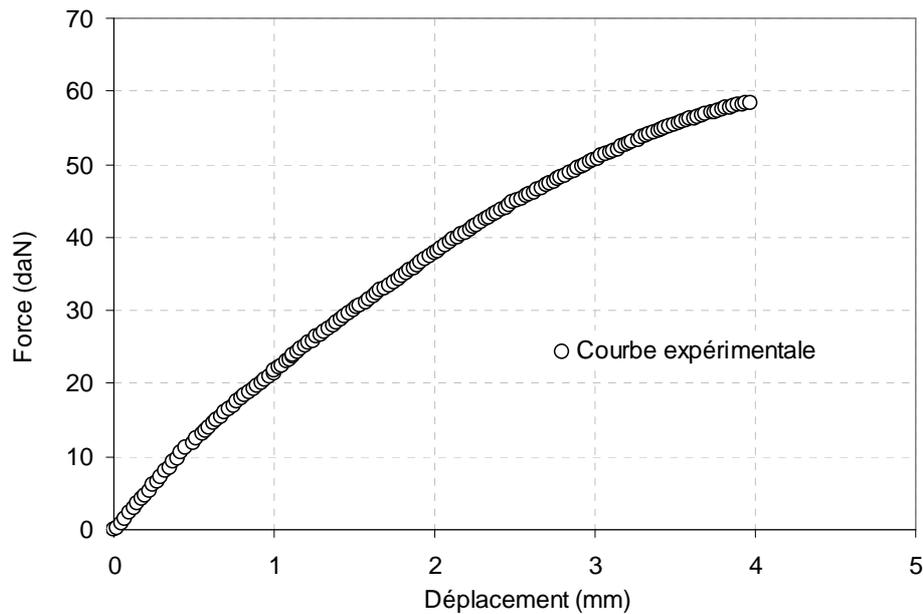


Figure 7-13. La force du joint soudé lors d'un essai de traction (pelage) sur le raidisseur.

La procédure de validation est la même que celle décrite précédemment (Figure 6-8). Le raidisseur étant symétrique par rapport à l'axe vertical et la section plane, seule le quart de sa géométrie sera modélisée (figure 7-14-b). Les calculs sont effectués en faisant l'hypothèse des déformations planes. Les conditions aux limites sont choisies pour être les plus proches possibles de celles de l'essai expérimental.

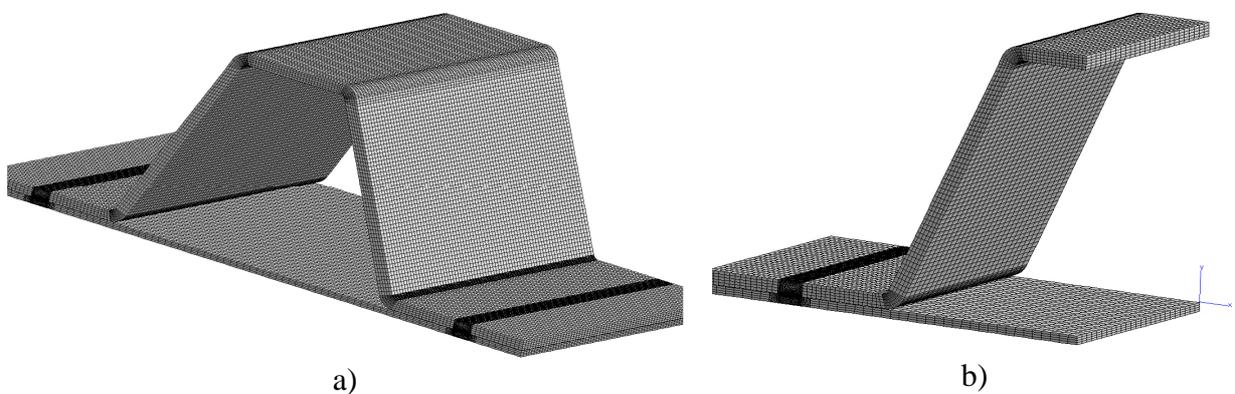


Figure 7-14. Maillage du raidisseur en 3D.

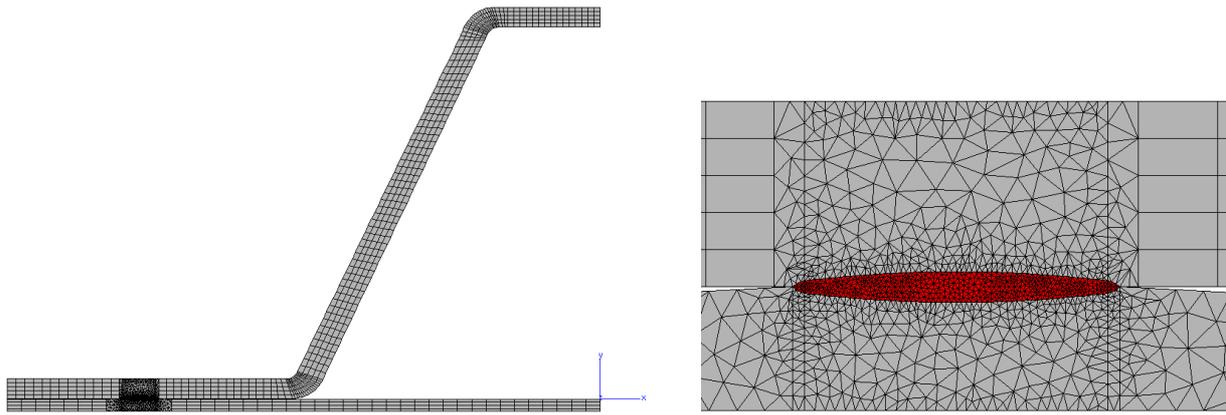


Figure 7-15. Maillage du raidisseur dans l'hypothèse des déformations planes.

Le raidisseur a une structure stratifiée (figure 7-10) composée de 9 couches [90, 0, 90, 0, 90, 0, 90, 0, 90], avec une épaisseur moyenne de 2.5 mm. La modélisation des 9 couches dans une épaisseur relativement si petite peut engendrer des difficultés de convergence au niveau de la simulation numérique. C'est pour cela que nous avons opté pour le comportement homogène équivalent. En effet, connaissant la matrice de rigidité du composite unidirectionnel à 0° (Equation 2-6), on obtient par rotation (à 90°) de celle-ci, la matrice qui caractérise le comportement d'un pli unidirectionnel à 90°. Et connaissant l'épaisseur de chaque pli dans l'épaisseur du raidisseur, on obtient la matrice de rigidité du comportement homogène équivalent qui est élastique linéaire :

$$C_{\text{Raidisseur}} = \begin{bmatrix} 45,97 & 12,08 & 12,02 & 0 & 0 & 0 \\ 12,08 & 72,27 & 12,05 & 0 & 0 & 0 \\ 12,02 & 12,05 & 72,27 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 4,49 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 58,2 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 4,14 \end{bmatrix} \text{GPa} \quad (7.1)$$

Pour effectuer la simulation numérique sur le raidisseur, les éléments suivants ont été nécessaires :

- le modèle élastoplastique du joint soudé (nous faisons l'hypothèse de négliger la viscosité de la matrice),
- la matrice de rigidité isotrope transverse du composite (Equation 2-6) pour la plaque transparente,
- la matrice de rigidité isotrope transverse (Equation 7-1) pour le corps du raidisseur.

Le résultat de la simulation numérique est donné dans la figure 7-16. On observe que le comportement élastique de l'assemblage est bien modélisé tandis que le critère de plasticité ne semble ne pas se déclencher. Ce qui pourrait être dû au fait que la simulation ne prend pas en compte l'endommagement de la matrice ainsi que les phénomènes induits par la sollicitation du joint soudé au fur et à mesure de l'ouverture de l'assemblage (pelage,...).

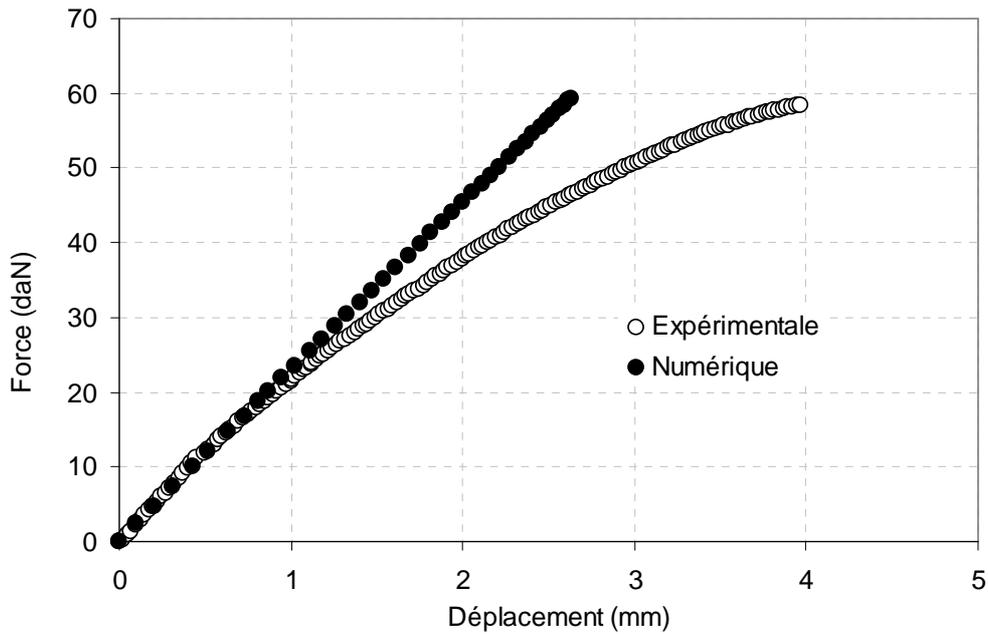


Figure 7-16. Corrélation numérique-expérimentale de l'essai sur un raidisseur.

7-2-2 Approche locale

Malgré la difficulté de l'interprétation des résultats dans une zone si sensible à la taille et à la qualité du maillage, des analyses ont été menées sur le comportement mécanique autour de la zone soudée. Pour cela, un mouchetis a été pulvérisé autour de la zone soudée, pour prendre des points témoins comme des capteurs qui serviront à évaluer le déplacement local (Figure 7-17).

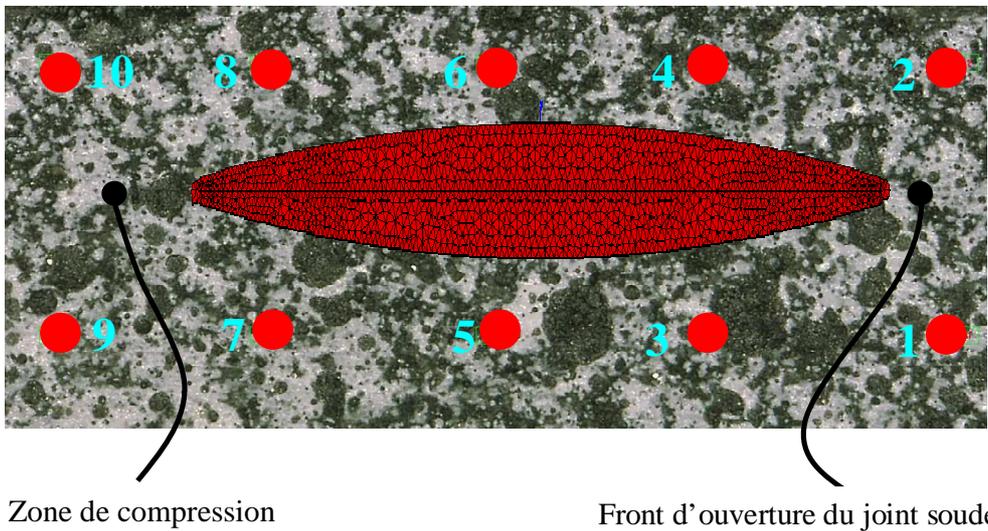


Figure 7-17. Choix des capteurs numériques par pulvérisation de mouchetis.

Chaque paire de points pris sur une même ligne verticale constitue un capteur. Dans cette configuration, le front d'ouverture du joint soudé se situe du côté du capteur 1-2, comme le montre la figure 7-18, où on peut voir l'ouverture de l'assemblage juste avant la rupture finale.

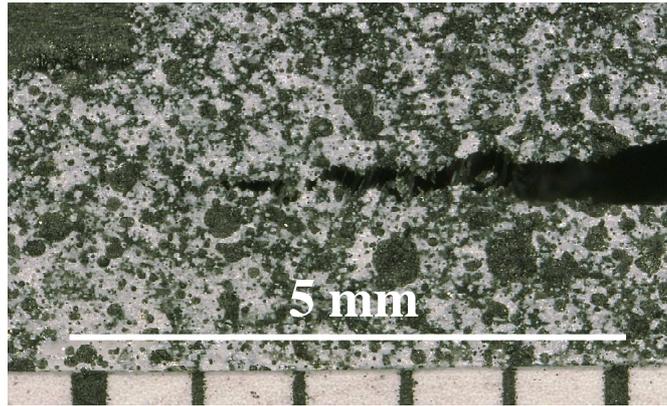


Figure 7-18. Ouverture de l'assemblage, juste avant la rupture finale.

Une caméra de très haute définition, de marque Keyence, permet de suivre les positions des capteurs et de faire l'acquisition des images. Le réglage de la lumière de la caméra permet d'obtenir une meilleure qualité des images.

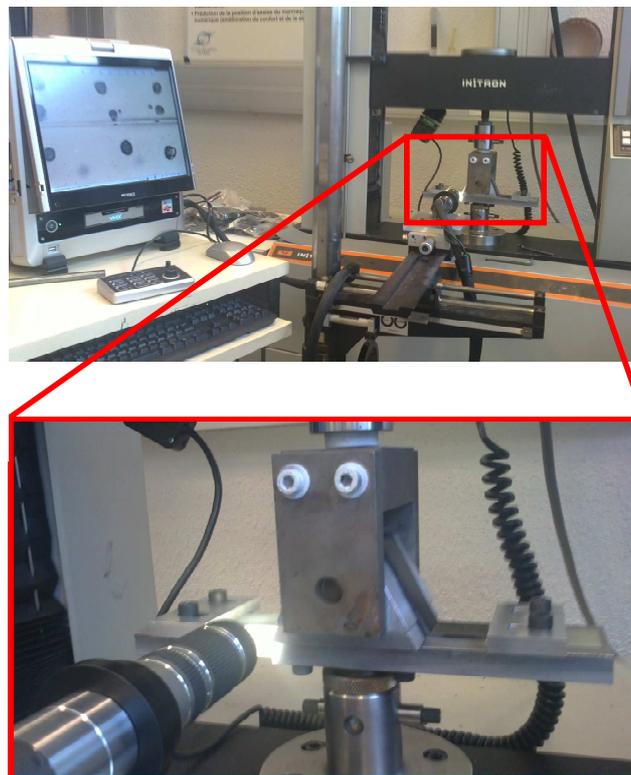


Figure 7-19. Dispositif d'acquisition des images et de suivi des capteurs.

Les dimensions sont évaluées en pixels. Un papier millimétré collé en bas de l'assemblage sur la longueur de la zone soudée permet de convertir ces dimensions en mm pour la comparaison avec les résultats numériques (Figure 7-18).

Le déplacement entre deux capteurs x et y est évalué par $(\vec{U}_x - \vec{U}_y) \cdot \vec{e}$.

Les résultats montrent de meilleures approximations entre les résultats expérimentaux et numériques pour les capteurs 5-6 et 7-8, qui sont situés au dessus de la zone soudée et loin du

front d'ouverture (Figures 7-20 et 7-21). Le capteur 9-10 (qui se trouve en zone de compression) fournit des résultats moins bons (Figure 7-22).

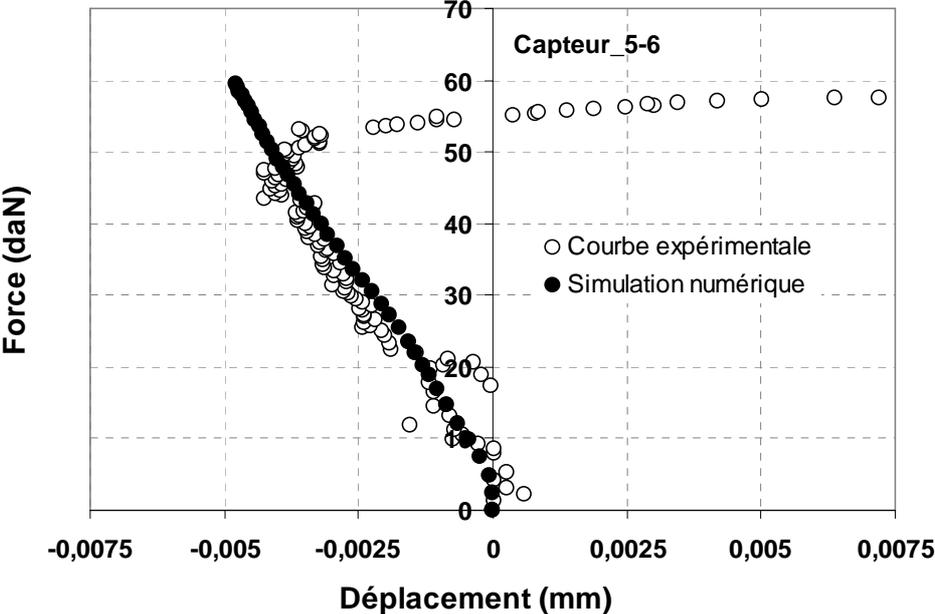


Figure 7-20. Comparaison expérimental-numérique du capteur 5-6.

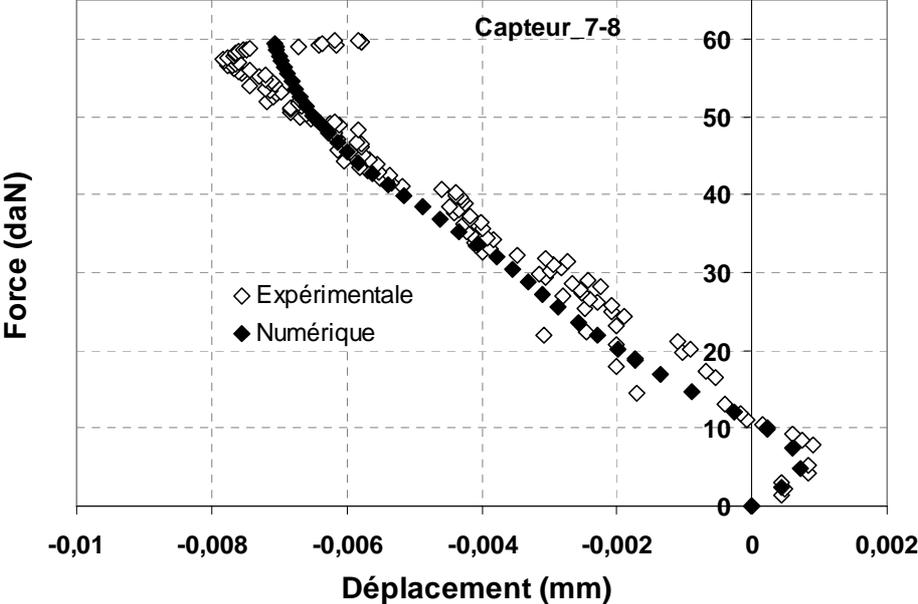


Figure 7-21. Comparaison expérimental-numérique du capteur 7-8.

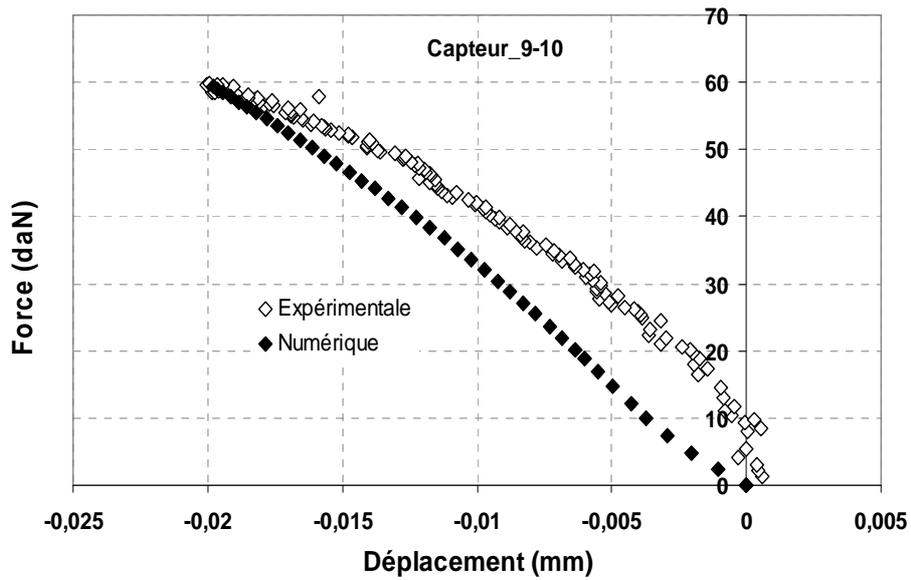


Figure 7-22. Comparaison expérimental-numérique du capteur 9-10.

Par contre, nous n'avons pas obtenu une bonne corrélation entre les résultats expérimentaux et numériques en front d'ouverture de l'assemblage (capteurs 1-2 et 3-4, figures 7-23 et 7-24).

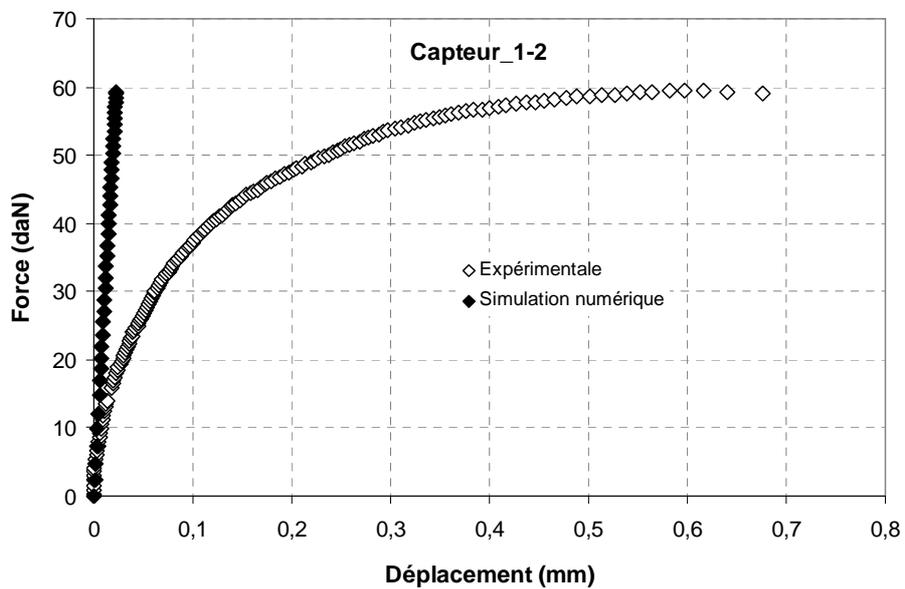


Figure 7-23. Comparaison expérimental-numérique du capteur 1-2.

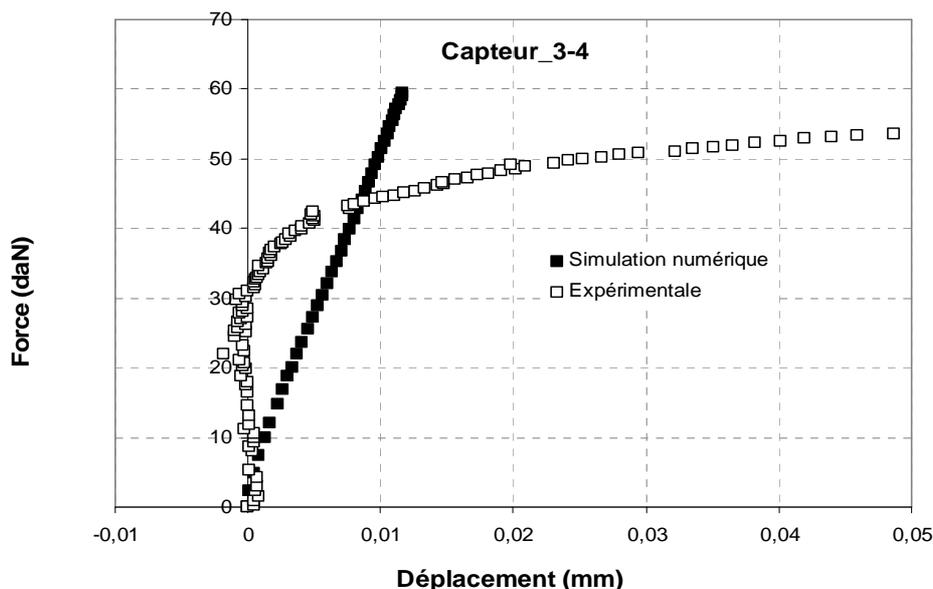


Figure 7-24. Comparaison expérimental-numérique du capteur 3-4.

Ainsi, on peut observer que le modèle de comportement permet de prédire l'état de sollicitation autour du joint soudé (loin du front d'ouverture), même si les résultats dépendent du maillage local.

Au niveau du capteur 7-8, par exemple, on peut même observer que la sollicitation a engendré des effets de traction en début d'essai, qui passent en compression par la suite.

Tous ces résultats confirment le fait que le joint se trouve comprimé pendant la sollicitation, ce qui pourrait expliquer la naissance d'autres phénomènes qui ne sont probablement pas pris en compte par le modèle de comportement, et qui pourraient être à l'origine du non déclenchement du critère de plasticité pendant la simulation numérique, dans certains cas. D'ailleurs, on remarque que le comportement est pratiquement élastique linéaire pour les capteurs situés en front de fissure (Figures 7-23 et 7-24).

Même s'il faudra améliorer le comportement non-linéaire, on observe que le modèle de comportement a permis, globalement, de corréliser le comportement de l'assemblage aussi bien dans l'approche globale que locale (loin du front d'ouverture et de la zone de compression).

7-3 Conclusion

La validation du modèle élastoplastique du joint soudé sur des éprouvettes de type simple-recouvrement et sur un raidisseur est effectuée dans cette partie. Le modèle décrit assez correctement le comportement élastique de l'assemblage dans tous les cas testés. Ce qui dénote de l'efficacité de la démarche analytique.

La partie plastique a, en revanche, été plus difficile à modéliser. Notamment l'écoulement plastique au sein du cisaillement et de toute sollicitation qui s'y rapproche (essai hors axe à 60°, par exemple). Cette difficulté est probablement due à la complexité de l'état de sollicitation au sein du joint soudé au niveau des configurations choisies pour la validation (éprouvettes de type simple recouvrement et le raidisseur).

Deux méthodes de validation ont été présentées sur le raidisseur. La première dite globale consiste à évaluer la réponse de l'assemblage en effectuant des mesures loin du joint soudé.

La seconde dite locale consiste à évaluer la réponse en effectuant des mesures autour du joint soudé. On constate alors que les mesures effectuées autour du joint soudé (loin du front d'ouverture et de la zone de compression) permettent d'obtenir de meilleures prédictions.

Pour les mesures effectuées dans la zone d'ouverture du joint soudé et dans la zone de compression, ainsi que celles effectuées au niveau de l'approche globale, on remarque que l'écoulement plastique reste bloqué pendant la simulation numérique.

Outre l'endommagement de la matrice qui n'y'est pas pris en compte, les phénomènes induits par les sollicitations (ouverture, pelage, ...) pourraient également être à l'origine de ce blocage.

Malgré tout, le modèle permet d'obtenir globalement une bonne approximation du comportement de l'assemblage.

Ce modèle doit être confirmé sur d'autres structures comme le pare-choc ou la portière d'une voiture, avec des sollicitations plus simples (traction, cisaillement, traction-cisaillement).

Une fois que le comportement du joint soudé peut être modélisé, il est alors possible d'étudier sa probabilité de rupture, qui dépend des champs locaux de contraintes et de déformations.

PARTIE III : Approche probabiliste

Vers une maîtrise de la tenue de l'assemblage par soudage laser..... ?



Chapitre 8

8 Approche probabiliste : Généralités et applications

La rupture d'un matériau, même s'il est macroscopiquement homogène, se produit rarement à une même valeur de contrainte ou de déformation. On observe toujours une dispersion autour d'une valeur moyenne. Cette dispersion qui a un caractère aléatoire est plus importante au niveau des matériaux hétérogènes. Elle est fonction du degré d'hétérogénéité de la microstructure (ou des défauts), de l'échelle d'observation ainsi que du mode de sollicitation. C'est ainsi que les propriétés à rupture macroscopiques peuvent avoir une réponse relativement homogène tandis que les réponses microscopiques et mésoscopiques sont fortement hétérogènes.

Ce caractère aléatoire de la réponse des matériaux peut être préjudiciable pour les structures en service, et doit être pris en compte dans la conception, en fonction du risque de la défaillance et de la criticité de ses effets sur le milieu environnant. On parle alors de probabilité de rupture ou de rupture probabiliste.

Plusieurs modèles sont développés pour pouvoir prédire la probabilité de rupture des structures en service. Certains d'entre eux prennent en compte l'état local du matériau (contrainte critique $\sigma_c(x)$, facteur d'intensité des contraintes $K_{Ic}(x)$ ou bien l'énergie de rupture locale $\gamma(x)$), et constituent les critères de rupture locale. Ils sont basés sur la méthode physique qui repose quelques fois sur des modèles morphologiques des milieux aléatoires, capables de décrire l'hétérogénéité de la structure étudiée et de prédire ses propriétés macroscopiques [JEU 1991]. La variation de la contrainte à rupture avec la taille des échantillons impose souvent une approche multiéchelle.

D'autres modèles sont, par ailleurs, basés sur une approche globale de la rupture et considèrent la structure à l'échelle macroscopique (maillon le plus faible, seuil d'endommagement critique, critère d'arrêt de fissure de Griffith). Ce sont des modèles phénoménologiques.

Dans cette étude, bien que nous ayons la description multiéchelle du matériau (Première partie), seule l'approche globale de la rupture est présentée. Des tests par émission acoustique, présentés précédemment, montrent qu'on peut retenir l'hypothèse du maillon faible pour la rupture des joints soudés. Cette rupture est modélisée par le modèle de Weibull, dont les paramètres sont déterminés en fonction de la direction de sollicitation du joint soudé.

8-1 Modèle statistique de Weibull

8-1-1 Mode de dégradation du joint soudé, hypothèse du maillon faible.

Dans le cadre de l'approche globale de la rupture probabiliste, le choix du modèle est souvent guidé par des observations ou des hypothèses basées sur le mode de dégradation de la structure. Les défauts ne sont pas pris en compte dans la modélisation, quand bien même ils sont à l'origine de la dégradation. Dans cette catégorie, on distingue le modèle de Weibull [WEI, 1939] qui modélise la rupture de la structure après une propagation instable de la fissure suite à son amorçage. On distingue également le modèle à seuil d'endommagement basé sur une densité critique en nombre de défauts (propagation instable de fissures après amorçage simultané en plusieurs endroits) et le critère d'arrêt de Griffith, basé sur l'énergie stockée dans le matériau [JEU, 1991].

Pour déterminer le mode de dégradation du joint soudé, nous utilisons les résultats des essais par émission acoustique réalisés sur les éprouvettes de type simple-recouvrement. Comme nous l'avons vu précédemment, on observe que les activités acoustiques croissent quasi brutalement après le début de leur apparition. Ce qui nous a permis de faire l'hypothèse de l'existence d'un maillon faible qui serait à l'origine de la dégradation. Cette théorie, initialement développée par Weibull, stipule que la rupture de la structure intervient s'il existe un point x_0 appartenant à un sous-domaine B , pour lequel la contrainte locale est supérieure à la contrainte critique admissible du matériau. Ce qui se traduit par l'inégalité suivante:

$$\sigma(x_0) > \sigma_c(x_0) \quad (8-1)$$

Ce maillon faible est lié à la présence de défauts qui sont statistiquement distribués dans le matériau. LAMON J. les a classés en quatre grandes familles concernant la rupture des céramiques : les défauts de la microstructure, les défauts d'élaboration, les défauts d'usage et les défauts de service. Chaque type de défaut a une sévérité particulière sur la structure en fonction de son influence (physique et/ou mécanique) sur le champ local des contraintes [LAM, 2007].

8-1-2 Modèle de Weibull

Le modèle de Weibull permet d'estimer la probabilité de rupture à partir des statistiques des résultats d'essai [WEI, 1939]. Il est basé sur la théorie du maillon faible et utilise une échelle d'observation macroscopique. Dans sa forme générale, le modèle de Weibull s'exprime par :

$$P_r = 1 - \exp\left(-\left(\frac{\sigma_w}{\sigma_0}\right)^m\right) \quad (8.2)$$

Où σ_0 et m sont des paramètres du matériau. σ_0 est la contrainte à laquelle il existe 37% de probabilité de survie des échantillons testés.

Le paramètre m est appelé le module de Weibull. Il donne la dispersion des valeurs à rupture des échantillons. Plus il est petit, plus la variabilité de la résistance est élevée. Dans ce cas précis, l'approche probabiliste est privilégiée au détriment d'une approche déterministe en matière de conception.

Pour avoir une base de comparaison, quelques valeurs du module m sont données dans le tableau 8.1, [ASH et JON, 1991], [LAM 2007].

Tableau 8.1 : Quelques valeurs du module de Weibull

	Craie ordinaire	Céramique	Composite	Acier
m	5	1 - 20	30	50 - 100

Le terme σ_w représente la contrainte de Weibull.

Dans un champ uniforme des contraintes au sein d'un volume V , l'équation (8.2) devient

$$P_r = 1 - \exp\left(-\frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma_R}{\sigma_0}\right)^m\right) \quad (8.3)$$

Où σ_R est la contrainte macroscopique de rupture.

Cette dernière relation est surtout utilisée pour déterminer la probabilité de rupture suite à des essais expérimentaux macroscopiques, où il est difficile, voir impossible, d'accéder aux champs de contrainte dans le volume considéré. Il est donc plus simple de faire l'hypothèse de l'homogénéité du champ des contraintes, et de déterminer ainsi les paramètres de Weibull.

Dans la réalité, le champ des contraintes est rarement homogène dans un volume. Des calculs par éléments finis sont alors nécessaires pour le déterminer et optimiser ainsi les paramètres précédemment déterminés (lors des essais expérimentaux), après une ou plusieurs itérations.

Dans ce cas, la contrainte de Weibull σ_w est exprimée en fonction d'une grandeur σ' (Equation (8.4) qui, elle-même, est fonction des contraintes principales maximales (valeurs propres du tenseur des contraintes), en faisant l'hypothèse qu'elles sont à l'origine de la rupture dans le volume V .

$$\sigma_w = \left(\frac{\sigma_0}{V_0} \int_V \sigma'^m dV\right)^{1/m} \quad (8.4)$$

Où V_0 est un volume élémentaire que nous allons considérer égal à $1mm^3$.

Les équations (8.5) et (8.6) donnent respectivement les expressions de σ' dans un cas de sollicitation uniaxiale et multiaxiale.

$$\sigma' = \left(\frac{\sigma_1^M}{\sigma_0}\right)^m \quad (8.5)$$

$$\sigma' = \left(\frac{\sigma_1^M}{\sigma_0}\right)^m + \left(\frac{\sigma_2^M}{\sigma_0}\right)^m + \left(\frac{\sigma_3^M}{\sigma_0}\right)^m \quad (8.6)$$

La lettre M est mise pour « Maximale ».

Le calcul par éléments finis permet de déterminer la contrainte σ' . La probabilité de rupture est déterminée après des calculs de post-traitement dans le volume V à travers l'équation (8.7).

$$P_r = 1 - \exp\left(-\frac{1}{V_0} \int_V \left(\frac{\sigma'}{\sigma_0}\right)^m dV\right) \quad (8.7)$$

Malgré sa capacité prédictive limitée [LAM, 2007], la simplicité et les performances descriptives du modèle de Weibull lui vaut d'être utilisé dans beaucoup de cas d'études [PHO, 1972], [JEU 1991], [BAX *et al*,1993], [BAX *et al*, 1995], [BAX *et al*, 1998], [CAL, 1998], [BER et JEU, 2003]. Plusieurs références peuvent également être trouvées dans [JEU, 1991] et [LAM, 2007].

Pour les matériaux où les sollicitations engendrent une déformation plastique relativement importante en front de fissures (microfissures), (comme c'est le cas des aciers, par exemple), une approche locale est privilégiée. Cette approche dite de *Beremin* [BER, 1983] est basée également sur le modèle de Weibull, mais en évaluant les champs locaux des contraintes non pas dans le volume étudié, mais dans les zones plastiques, [CLE *et al*, 1996], [MOI *et al*, 1996], [DIE *et al*, 2005], [ESP *et al*. 2007], [PIN, 2007]. Ainsi, le modèle de Beremin est exprimé par l'équation (8-8), en remplaçant l'expression « V » par « ZP » dans l'intégrale, où « ZP » désigne la zone plastique.

$$P_r = 1 - \exp\left(-\frac{1}{V_0} \int_{ZP} \left(\frac{\sigma'}{\sigma_0}\right)^m dV\right) \quad (8.8)$$

Cette approche nécessite également un calcul par éléments finis, dans lequel est précisé un seuil critique pour la déformation plastique.

8-1-3 Détermination des paramètres de Weibull

La détermination des paramètres du modèle de Weibull peut se faire en deux étapes. La première consiste à faire l'hypothèse que le champ des contraintes est uniforme dans le volume et de déterminer les paramètres statistiques en utilisant le calcul de la probabilité de rupture à partir des essais expérimentaux. Ces essais permettent d'obtenir une distribution des contraintes à rupture σ_i auxquelles seront associées des probabilités de rupture p_i par l'utilisation d'estimateurs (Equation 8.9).

$$P_i = \frac{i - \alpha}{n + \omega} \quad (8.9)$$

Où α et ω sont des constantes liées par la relation $\omega = 1 - 2\alpha$ ($0 \leq \alpha \leq 1$), i étant le rang de la contrainte et n le nombre d'éprouvettes testées.

Pour cette étude, nous avons fixé $\alpha = 0$, $\omega = 1$ dans l'équation 8.9.

Il faut, ce pendant, noter que les estimateurs, qui jouent un rôle dans la précision de la valeur des paramètres, sont souvent biaisés [LAM, 2007].

Les contraintes à rupture σ_i et les probabilités de rupture P_i sont par la suite introduites dans l'équation (8.3) pour déterminer le paramètre m par régression linéaire (Equation 8.10).

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-P_i}\right)\right) = m \ln \sigma_i + (\ln V - m \ln \sigma_0) \quad (8.10)$$

Le paramètre σ_0 est déterminé par le second terme du second membre de l'équation (8.10).

L'avantage de cette démarche est de pouvoir mettre en évidence le nombre de types de défauts à l'origine de la rupture, à partir du nombre de portions de droites issues de la linéarisation (Equation 8.10).

Une autre méthode de cette première étape est la méthode inverse. Elle permet de déterminer directement les paramètres statistiques qui minimisent l'écart entre le modèle et les valeurs expérimentales, au moyen de logiciels appropriés. L'avantage de cette méthode est de permettre la détermination rapide des paramètres. Les deux méthodes conduisent pratiquement aux mêmes résultats.

En outre, d'autres méthodes existent pour cette étape d'estimation des paramètres : méthode du maximum de vraisemblance, méthodes des moments, méthode d'ajustement à une distribution empirique, et sont présentées dans [LAM, 2007]. Une bibliographie complète peut être trouvée dans la même référence.

La deuxième étape consiste à effectuer un calcul par éléments finis pour mieux évaluer les champs des contraintes. Ensuite, les paramètres (m et σ_0) estimés précédemment seront introduits dans un calcul de post-traitement, où ils seront optimisés après une ou plusieurs itérations, pour que les probabilités de rupture calculées soient les plus proches possibles des valeurs expérimentales.

On observe alors que cette étape n'est véritablement nécessaire que si les champs des contraintes sont fortement hétérogènes dans le volume étudié.

8-1-4 Application au matériau de l'étude

8-1-4-1 Application au composite unidirectionnel

Dans cette partie, les paramètres de Weibull sont déterminés pour trois directions de sollicitation du composite : 0° , 90° , 45° (par rapport à l'orientation des fibres), qui sont les sollicitations qui ont permis de déterminer la matrice de rigidité (voir 1ere partie). Les contraintes à rupture déterminées lors des essais sur le composite sont les valeurs d'entrée pour déterminer sa probabilité de rupture. Toutes les éprouvettes testées étant découpées dans les mêmes plaques ont les mêmes caractéristiques géométriques, avec un volume moyen de 12000 mm^3 ($200 \times 25 \times 2.4$).

Dans un premier temps, les contraintes à rupture sont classées par ordre croissant, tandis que les probabilités de rupture correspondantes sont calculées au moyen de l'estimateur $P_i = \frac{i}{n+1}$,

i étant l'ordre de la contrainte et n le nombre total d'échantillon testés.

Ensuite les paramètres sont déterminés soit par régression linéaire soit par la méthode inverse. Comme nous le disions, la méthode de la régression linéaire permet de mettre en évidence le nombre de types de défauts possibles qui seraient à l'origine de la rupture, comme on peut le voir sur les figures suivantes.

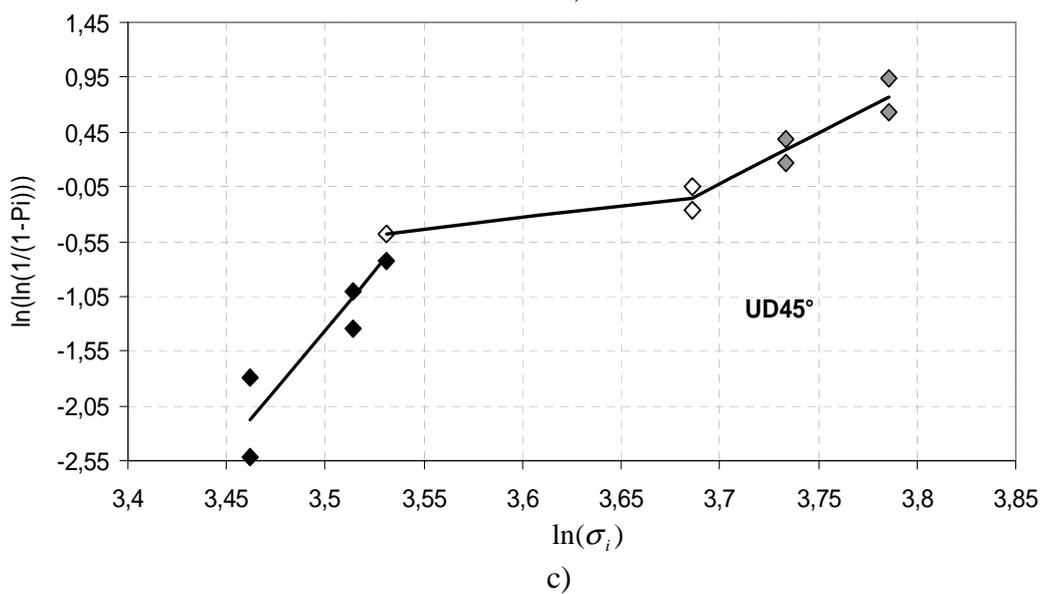
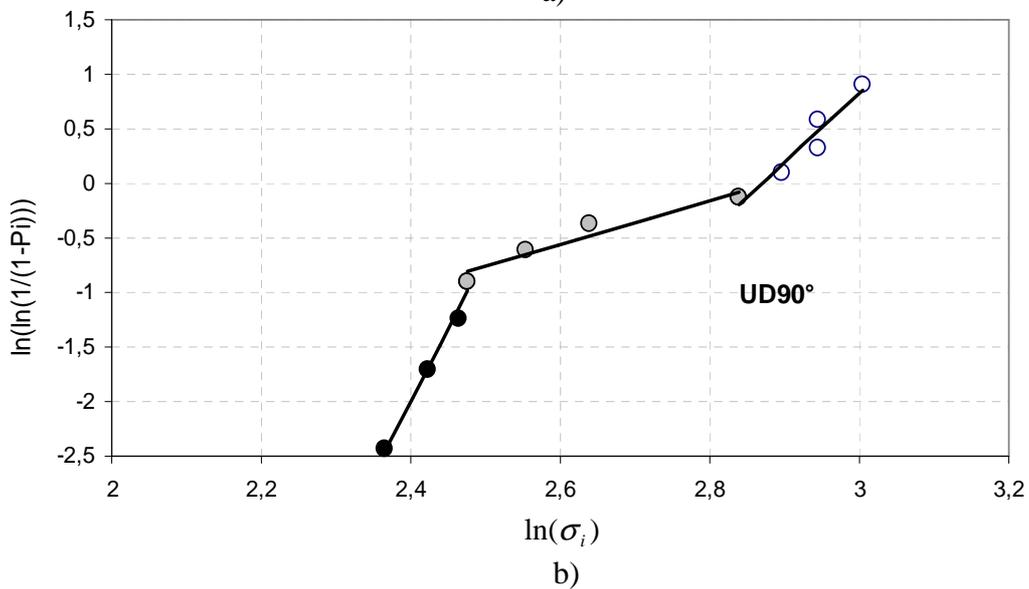
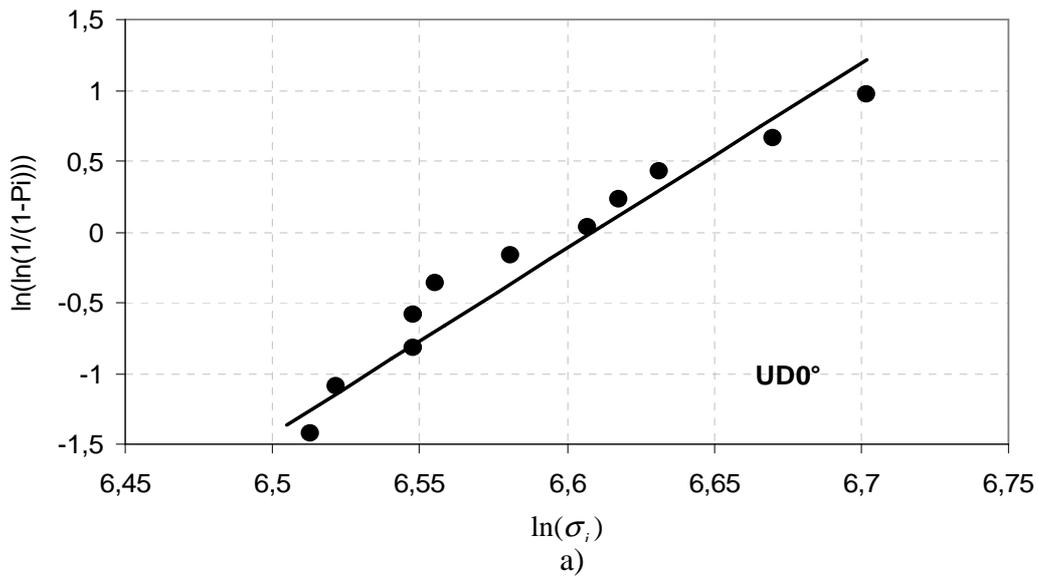


Figure 8-1. Détermination des paramètres statistiques de Weibull par régression linéaire pour le composite Unidirectionnel (UD0°, UD90°, UD45°).

On observe dans le cas d'une sollicitation suivant la direction des fibres (UD0°), qu'un seul type de défaut serait à l'origine de la rupture des éprouvettes. Ce qui est marqué par une seule portion de droite dans la figure 8-1-a. On peut expliquer ce résultat par le fait que dans cette direction de sollicitation, la matrice (qui est potentiellement source de défauts) n'intervient quasiment pas dans le comportement du composite. La confirmation est d'ailleurs montrée dans le cas des sollicitations qui font intervenir le comportement de la matrice (UD90°, UD45°). Dans ces directions de sollicitation, on dénombre jusqu'à trois types de défauts possibles à l'origine de la rupture.

Cependant, le but de cette étude est de déterminer des paramètres moyens, sans analyser dans les détails le nombre de types de défauts qui seraient à l'origine de la rupture. Sinon cela conduirait à une démarche fastidieuse que le temps ne nous permettra pas de terminer.

Ainsi, les paramètres statistiques déterminés par régression linéaire sont dans les intervalles de ceux déterminés par la méthode inverse au moyen du logiciel Origine 7.0. (Tableau 8-2 et Figures 8-2, 8-3 et 8-4)

Tableau 8-2. Paramètres statistiques de Weibull pour le composite UD

	m	Tolérance	σ_0 (MPa)	Tolérance
UD 0°	14,43	± 1,44	1367,86	± 88,13
UD 90°	3,61	± 0,4	179,75	± 49,29
UD 45°	7,16	± 0,89	142,47	± 22,47

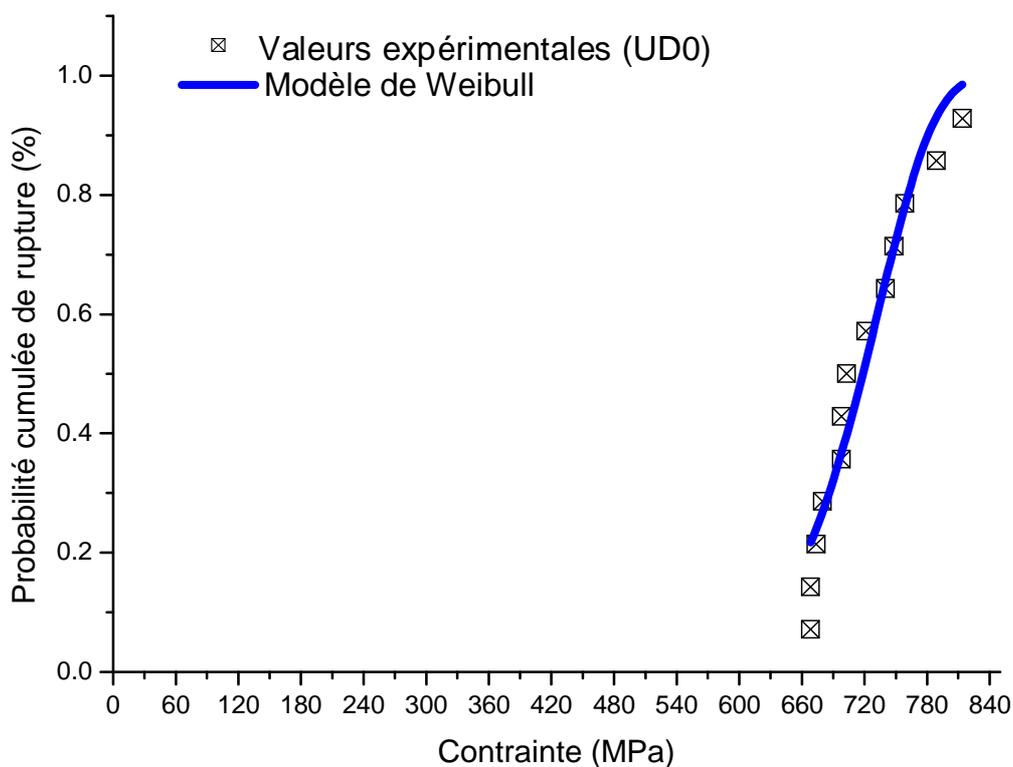


Figure 8-2. Probabilité de rupture du composite UD 0°.

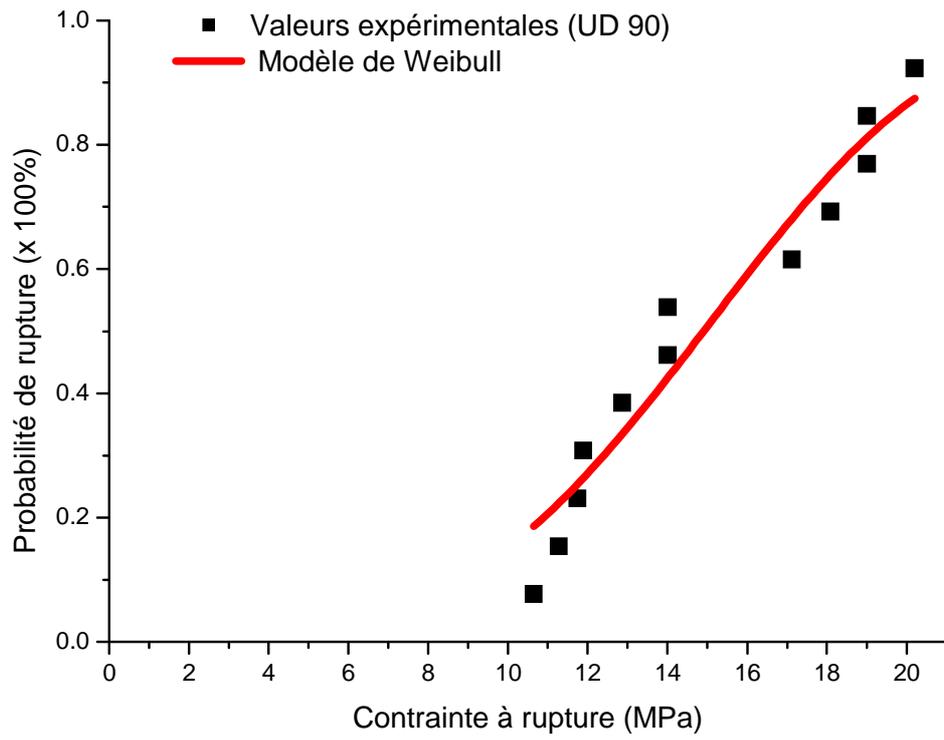


Figure 8-3. Probabilité de rupture du composite UD 90°.

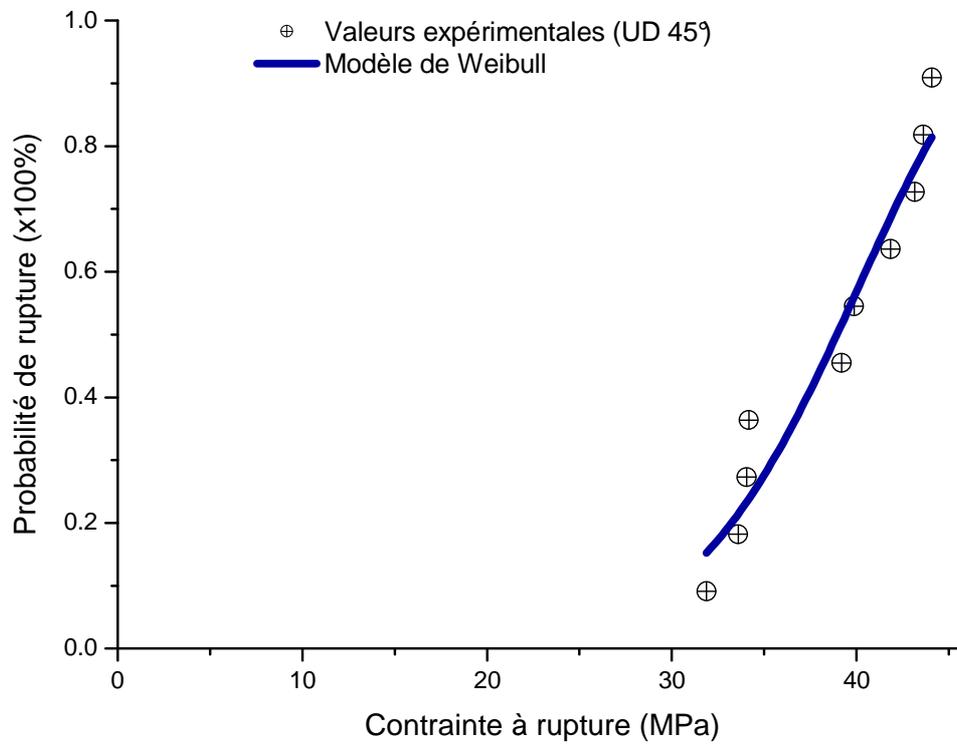


Figure 8-4. Probabilité de rupture du composite UD 45°.

Les éprouvettes étant d'une géométrie simple, les champs des contraintes y seront relativement homogènes. Il n'est donc pas nécessaire d'effectuer des calculs par éléments finis pour une optimisation éventuelle des paramètres statistiques dans cette partie.

8-1-4-2 Application au joint soudé

L'approche probabiliste est appliquée au joint soudé à partir des résultats issus des essais Arcan-Mines. La première difficulté, comme pour le modèle mécanique, est l'évaluation du volume qui intervient dans l'assemblage. Il est en effet difficile d'accéder à la géométrie du joint soudé avant les essais. Les mesures sont donc effectuées post-mortem. Bien que les géométries des joints soient différentes, nous allons considérer, dans un souci de simplification, une géométrie moyenne, faisant un volume de $V = \frac{\pi}{4}bcd = 19,63 \text{ mm}^3$ (Figure 8-5).

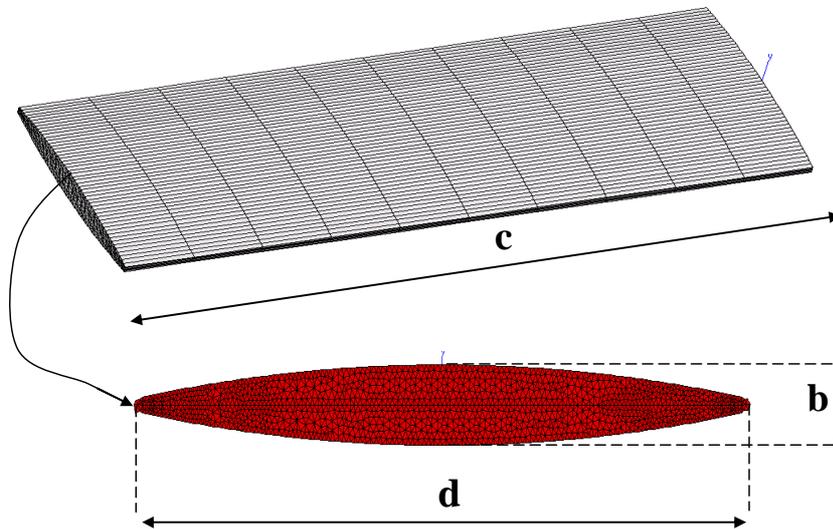


Figure 8-5. Caractéristiques géométrique du joint soudé ($d = 5 \text{ mm}$, $b = 500 \mu\text{m}$, $c = 10 \text{ mm}$)

Une fois que le volume du joint soudé est connu, la même méthode que précédemment est appliquée pour déterminer expérimentalement les paramètres statistiques de Weibull (Figure 8-6 et 8-7).

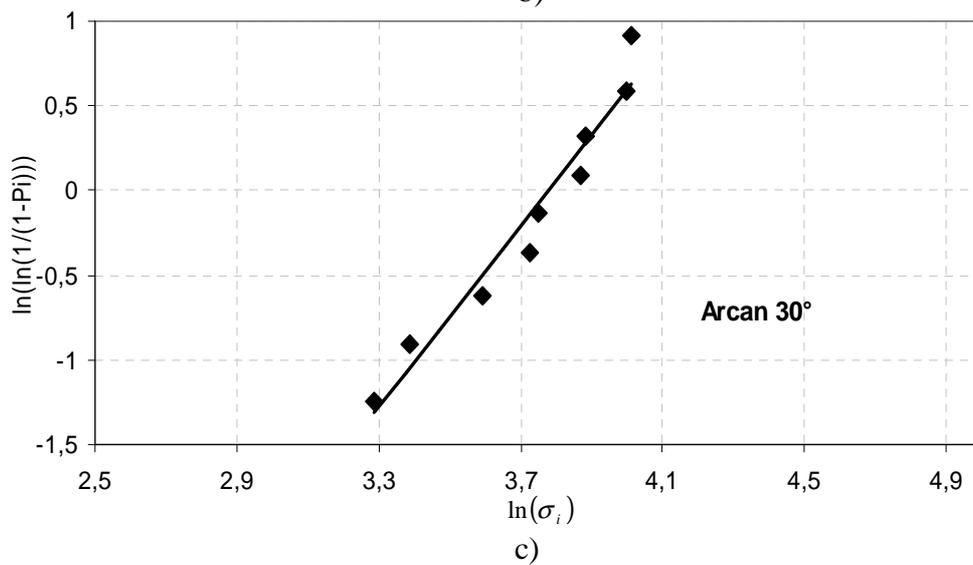
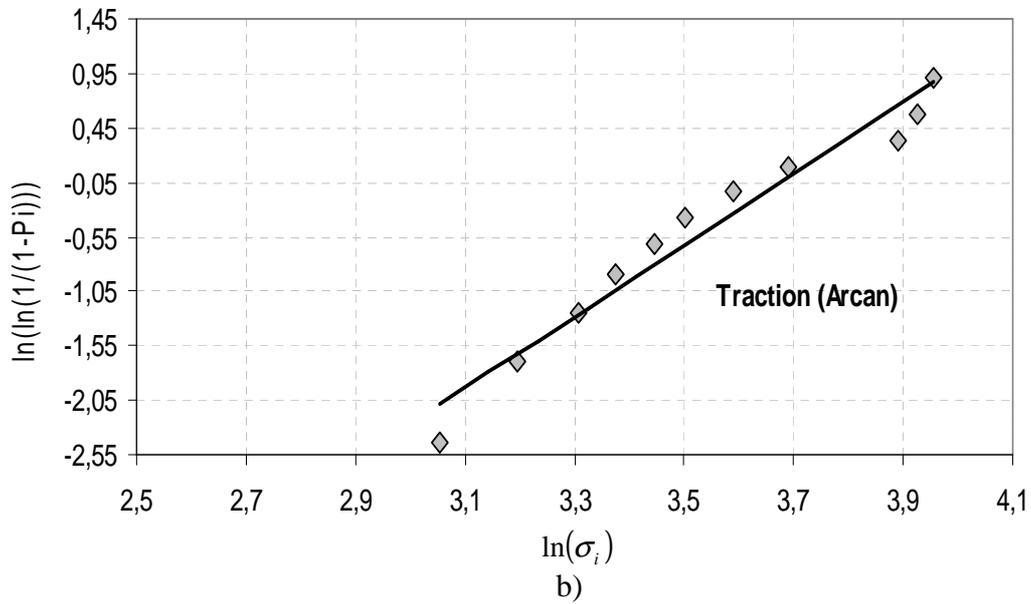
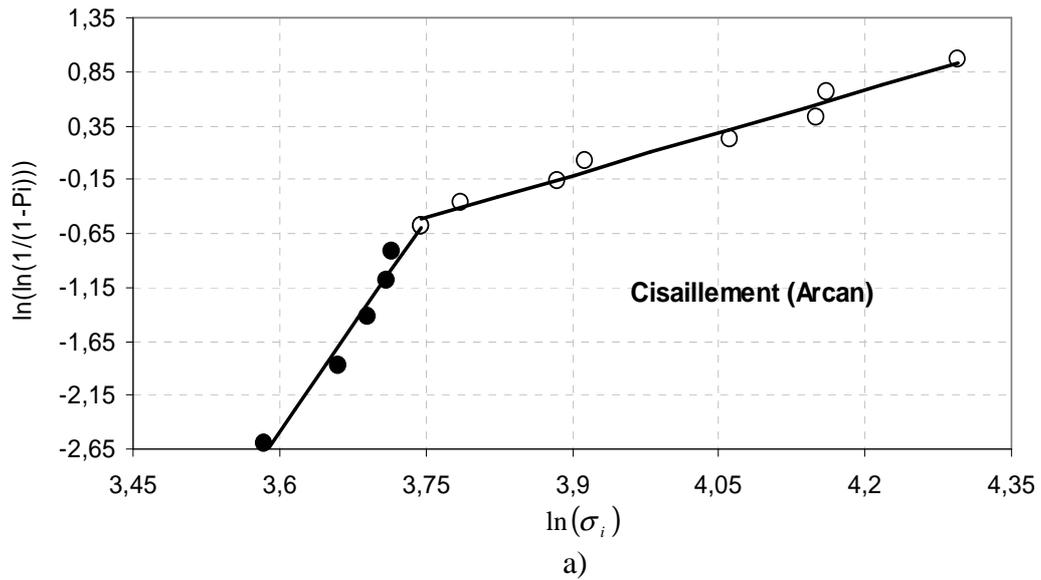


Figure 8-6. Détermination des paramètres statistiques de Weibull par régression linéaire pour le joint soudé (Traction, cisaillement, hors axe (30°)).

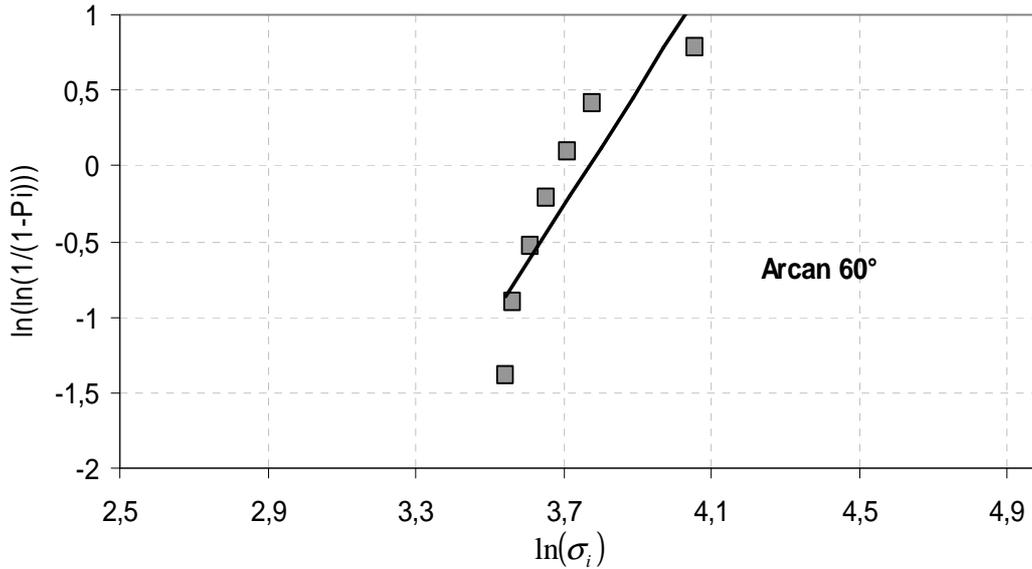


Figure 8-7. Détermination des paramètres statistiques de Weibull par régression linéaire pour le joint soudé (hors axe (60°)).

Comme pour le composite unidirectionnel, on observe que le joint soudé est sensible à plusieurs types (au moins 2) de défauts dans le cas d'une sollicitation en cisaillement (Figure 8-6-a)). Ce qui pourrait être dû au fait que cette sollicitation fait intervenir le comportement de la matrice.

Dans le cas d'une sollicitation proche du cisaillement, hors axe 60°, on observe également la même tendance (Figure 8-7). Mais le faible nombre de points pour ce cas ne nous permet pas, en toute rigueur, de tirer définitivement cette conclusion.

Pour une sollicitation en traction, ainsi que celle qui en est proche (hors axe 30°, par exemple), on note en revanche un seul type de défaut critique possible (Figure 8-6-b, c).

Après la mise en évidence du nombre de types de défauts susceptibles d'être à l'origine de la rupture du joint soudé, les paramètres statistiques du modèle de Weibull sont déterminés par la méthode inverse (Tableau 8-3 et Figures 8-8 et 8-9).

Tableau 8-3. Paramètres statistiques de Weibull pour le joint soudé

	m	Tolérance	σ_0 (MPa)	Tolérance
Cisaillement	3,78	$\pm 0,49$	116,64	$\pm 13,5$
Traction	3,35	$\pm 0,25$	96,28	$\pm 12,11$
Arcan 30°	2,71	$\pm 0,22$	135,6	$\pm 13,83$
Arcan 60°	3,94	$\pm 0,87$	90,42	$\pm 17,2$

Ces paramètres sont ensuite introduits dans un calcul par éléments finis via le code de calcul par éléments finis ZeBuLoN. La contrainte de Weibull est évaluée dans le joint soudé par l'équation 8.4 tandis que la probabilité de rupture est calculée grâce à l'équation 8.7. On observe que la probabilité de rupture simulée tend vers les valeurs expérimentales dès la première itération (Figures 8-8, 8-9, 8-10 et 8-11). On peut donc conclure que malgré que les champs de contraintes soient non-uniformes dans le joint soudé, ils n'ont pas eu d'influence réelle sur les paramètres du modèle de Weibull déterminés sur les résultats des essais

expérimentaux. Ceci pourrait s'expliquer par la taille très petite du joint soudé (par rapport aux éprouvettes assemblées).

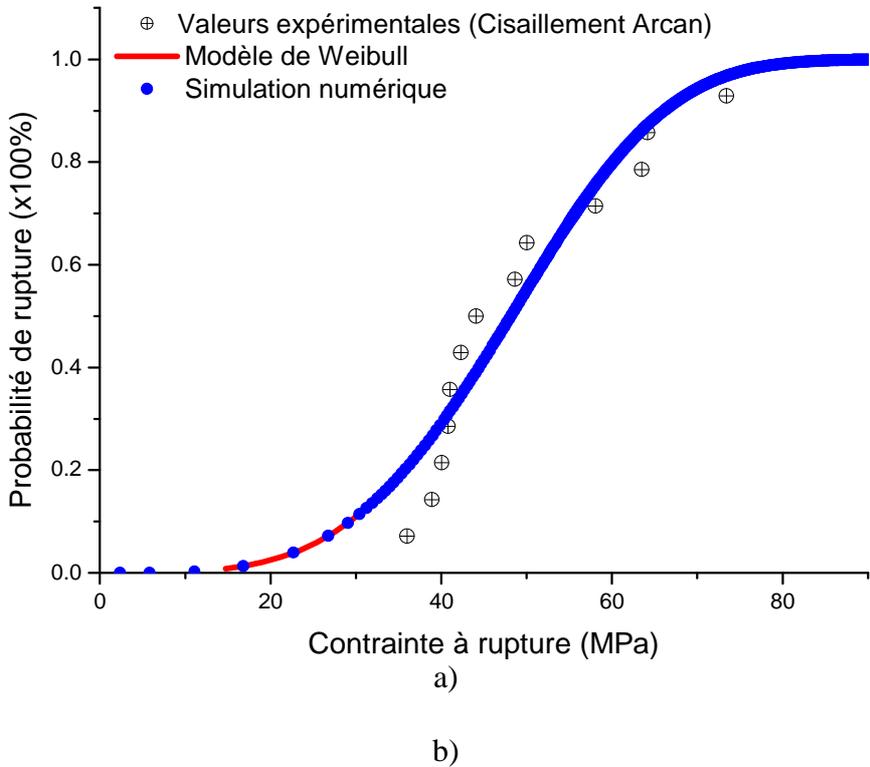


Figure 8-8. Détermination des paramètres statistiques de Weibull en Cisaillement.

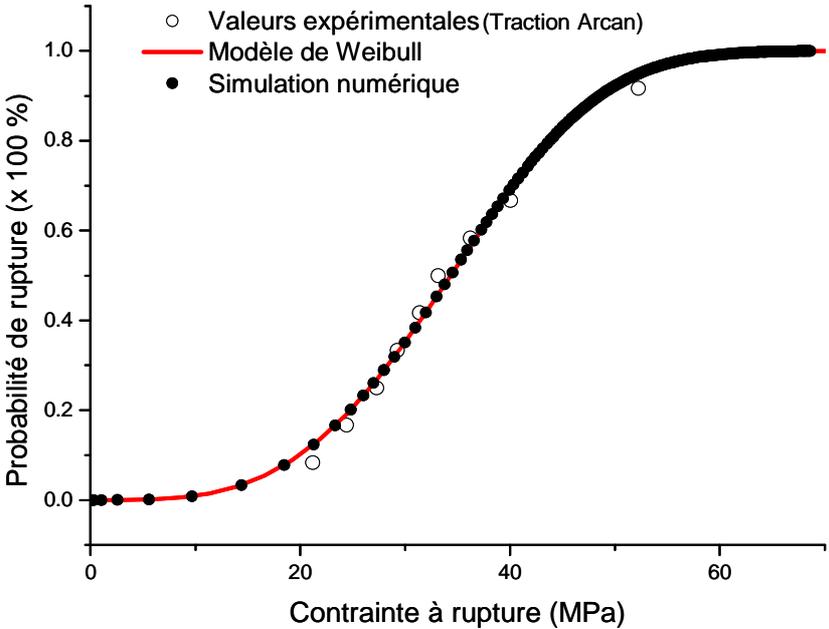


Figure 8-9. Détermination des paramètres statistiques de Weibull en traction.

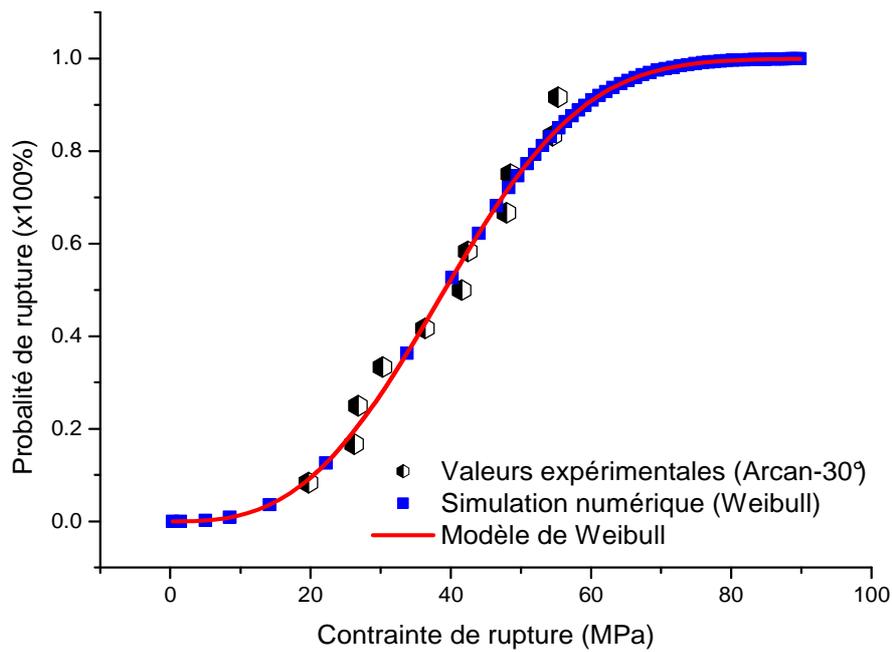
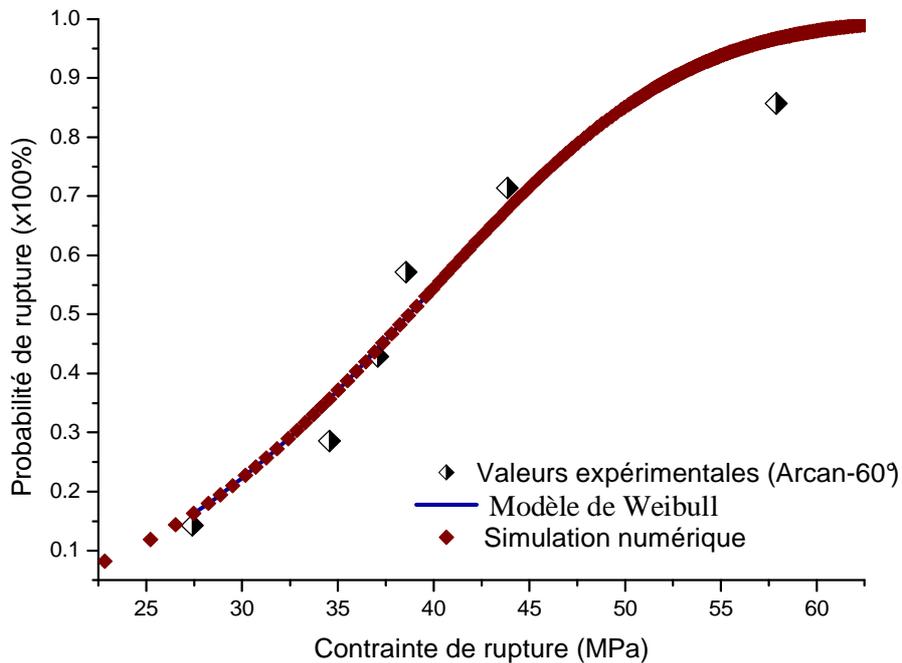


Figure 8-10. Détermination des paramètres statistiques de Weibull (Mode mixte 30°)



b)

Figure 8-11. Détermination des paramètres statistiques de Weibull (Mode mixte 60°)

L'avantage de déterminer les paramètres en fonction de la direction de sollicitation est de pouvoir calculer par la suite la probabilité de rupture de n'importe quel assemblage du même composite (avec la même proportion en fraction volumique de fibres) quelle que soit la direction de sollicitation, pourvu qu'on ait accès aux champs des contraintes du domaine

étudié. A chaque type de sollicitation (traction, cisaillement, hors axes), on choisira alors les paramètres associés.

La même démarche a été appliquée pour les essais de type simple recouvrement (E90) (Figure 8-12). Les paramètres de Weibull ont d'abord été déterminés sur les résultats des essais expérimentaux. Nous trouvons $m = 12,35$ et $\sigma_0 = 25,82$. Après des calculs par éléments finis, nous avons une bonne corrélation entre les valeurs expérimentales et numériques dès la première itération également. Donc, malgré qu'il soit 2,5 fois supérieur au volume du joint soudé des éprouvettes Arcan-Mines, le volume du joint des éprouvettes simple-recouvrement est, aussi, relativement petit pour que le champ des contraintes ait une influence sur les paramètres déterminés expérimentalement.

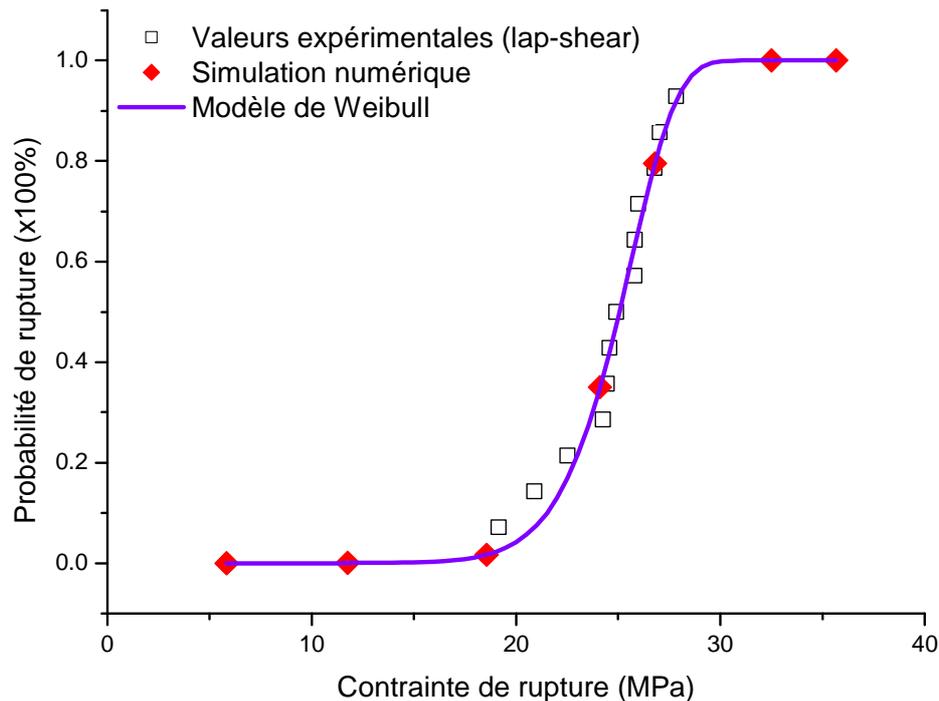


Figure 8-12. Détermination des paramètres statistiques de Weibull sur les éprouvette de type simple-recouvrement E90

8-2 Critères probabilistes de rupture

La modélisation du comportement du joint soudé est une étape préalable à l'établissement d'un critère probabiliste de sa rupture. Car comme nous l'avons vu plus haut, cette probabilité de rupture dépendra des champs locaux qui ne sont déterminés que par la méthode de la simulation numérique par éléments finis. Toute la question se ramène donc au modèle du joint soudé.

Lors de la détermination du modèle, nous avons exprimé un critère de plasticité et un critère de rupture déterministe en fonction du premier et du second invariant du tenseur des contraintes. Trois niveaux des critères (minimum, moyen et maximum) ont été déterminés et une validation est démontrée pour le critère de plasticité.

Dans cette section, le but est de déterminer des critères de rupture en fonction des valeurs des probabilités de survie. Il s'agit en fait de déterminer le couple (I_1, J) dans chaque direction de sollicitation (0° , 30° , 60° et 90°) qui assure une certaine probabilité de survie du joint soudé.

On fixe une certaine probabilité de survie (50%, par exemple) dans toutes les directions étudiée. Avec les valeurs des contraintes correspondantes on calcule le couple (I_1, J) . En répétant le processus pour plusieurs valeurs de probabilité, on construit un graphe qui représente les critères de survie de l'assemblage (Figure 8-13).

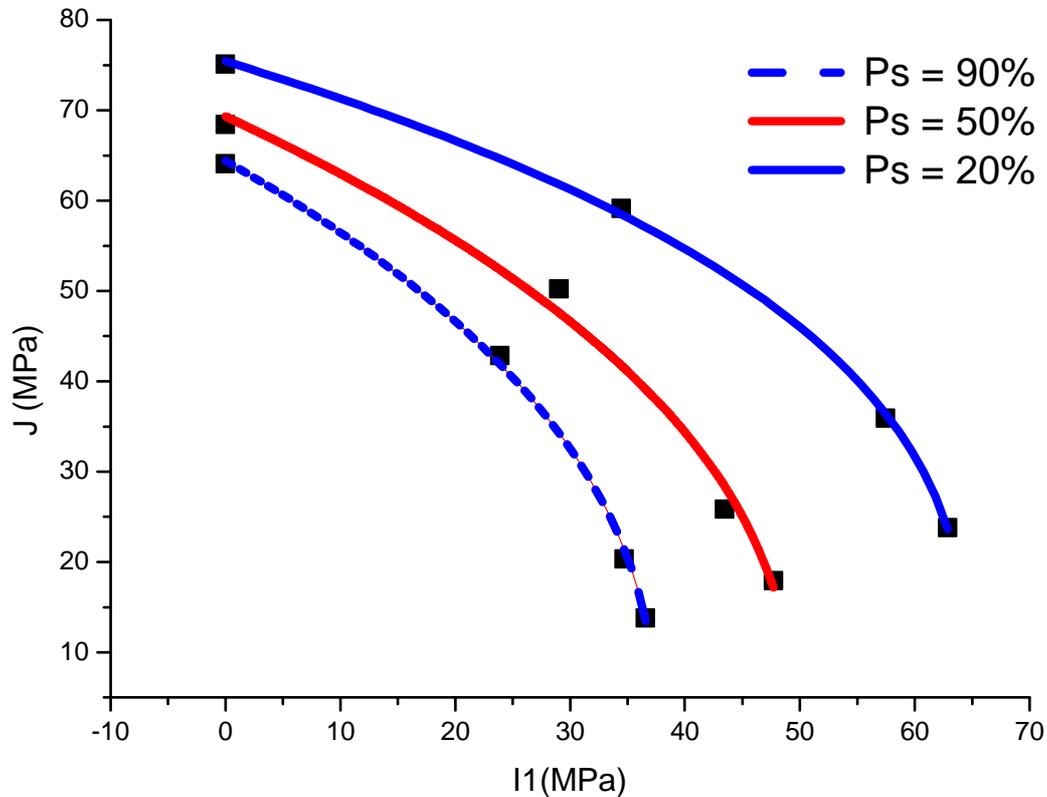


Figure 8-13. Critères de survie du joint soudé.

La figure 8-13 illustre trois critères de survie du joint soudé (20%, 50% et 90%). L'objectif final est de pouvoir effectuer des simulations numériques en imposant des sollicitations à des assemblages (complexes ou simples), tout en vérifiant quel niveau de critère de survie sera atteint. Si par exemple le critère à 20% de survie ($P_s=20\%$) est atteint sous une sollicitation de charge donnée F , il y'aura alors 80 % de risque de rupture sur l'assemblage. On peut ainsi vérifier la résistance des assemblages par simulation numérique, et identifier les niveaux de charge qu'ils peuvent supporter tout en quantifiant le risque de rupture.

Les paramètres des critères probabilistes de survie (rupture) sont déterminés dans le tableau 8-4 suivant.

	a	β	R_0
$P_s = 20\%$	2.97	3.83	48.01
$P_s = 50\%$	3.32	6.74	38.53
$P_s = 90\%$	2.36	5.67	30.89

8-3 Conclusion

La variabilité de la résistance à la rupture du joint soudé nécessite une approche probabiliste lors de son dimensionnement. Nous avons, en effet, vu que cette variabilité peut aller jusqu'à 18% pour des sollicitations en cisaillement (résultats des essais Arcan-Mines).

Malgré un léger retard avant une évolution brutale des activités acoustiques dans le joint soudé, nous avons fait l'hypothèse d'un maillon faible. Le modèle de Weibull est donc choisi pour modéliser la rupture de l'assemblage. Les paramètres du modèle sont déterminés suivant deux méthodes. La première méthode qui utilise la régression linéaire a l'avantage de mettre en évidence le nombre de types de défauts qui sont potentiellement à l'origine de la rupture finale de l'assemblage. A ce niveau, on remarque que seules les sollicitations qui font intervenir le comportement de la matrice présentent plus d'un type de défaut.

La deuxième méthode, plus rapide, dans la détermination des paramètres de Weibull est la méthode inverse. Elle est effectuée au moyen du logiciel Origine 7.0[®].

Une fois que les paramètres de Weibull sont déterminés, ils sont introduits dans un calcul par éléments finis à travers une analyse de post-traitement. Dès la première itération, les résultats de la simulation numérique tendent vers les valeurs expérimentales. Ce qui montre que la non-homogénéité du champ des contraintes au sein du joint n'a pas eu beaucoup d'effet sur les paramètres, à cause de sa taille très petite probablement.

La validation du modèle de Weibull pour la prédiction de la rupture de l'assemblage n'a pas été effectuée, car les paramètres sont déterminés soit pour une sollicitation en traction, soit en cisaillement, soit une combinaison des deux (mode mixte). Ce qui n'est pas le cas pour le raidisseur et les éprouvettes de type simple-recouvrement. Il est donc nécessaire de mettre en place une validation sur des éprouvettes adéquates, et choisir les paramètres du modèle en fonction de la direction de sollicitation. Ce qui permettra de mesurer le niveau de prédiction du modèle et la pertinence (ou pas) des hypothèses qui ont permis son choix.

Un critère de rupture probabiliste a enfin été déterminé, basé sur le premier et le second invariant du tenseur des contraintes. Il permet d'imposer une sollicitation au joint soudé tout en vérifiant la probabilité de rupture de l'assemblage. Ce qui constitue une donnée importante pour le dimensionnement des structures assemblées.

Chapitre 9

9 Conclusion générale et perspectives

L'objectif de ce travail est de mettre en place des outils numériques capables de transférer, dans un sens industriel, la conception d'une approche déterministe à une approche probabiliste, et de fournir des notions générales capables d'être employées comme une base de données pour différents types de matériaux et d'assemblage. Il est évident que pour y parvenir, le préalable fondamental est la connaissance du matériau, sa caractérisation et sa modélisation. Ces trois parties essentielles sont chronologiquement dépendantes et constituent les étapes principales de ce mémoire.

Nous avons alors, dans un premier temps, fait la connaissance du matériau de l'étude à travers une approche multiéchelle. Nous avons mesuré l'influence des fluctuations de sa microstructure sur ses propriétés physiques pour vérifier qu'on peut prédire ces propriétés macroscopiques connaissant les fluctuations locales. On observe alors que ces fluctuations n'ont pas la même influence sur les propriétés physiques mesurées. On note, par exemple, que la conductivité thermique et le module de compressibilité sont dépendants de la fraction volumique des fibres, tandis que le module de cisaillement dépend plutôt de l'arrangement spatial des fibres. La notion de *volume élémentaire représentatif* (VER) trouvait alors toute son importance. Ce VER est déterminé pour les quatre propriétés (fraction surfacique, conductivité thermique, module de compressibilité, module de cisaillement). Il est égal à $854 \times 854 \mu\text{m}^2$ et contient en moyenne 1310 fibres. Ses propriétés effectives sont comparées aux valeurs expérimentales des modules, et on obtient une bonne corrélation. L'une des particularités de cette approche multiéchelle a été d'effectuer les calculs par éléments finis sur la vraie microstructure du matériau (analyse d'images, maillage, raffinage,...) puis de montrer qu'on ne peut estimer correctement les propriétés d'élasticité du composite avec les bornes de Hashin-Shtrikman qu'à partir des tailles d'images supérieures ou égales aux VERs. L'objectif était d'appliquer cette démarche pour prédire les propriétés physiques de l'assemblage connaissant les fluctuations de la microstructure du joint soudé. Mais, le temps ne nous a pas permis d'aller au bout de la démarche, qui est quand même validée sur le composite de base.

Bien qu'ils soient une bonne alternative en matière de réduction de poids (et donc des coûts et de la pollution), nous avons vu que les matériaux composites présentent deux principaux défis pour l'industrie, pour une large utilisation : leur mode d'assemblage et la maîtrise du comportement de cet assemblage.

Parmi les différentes méthodes de soudage des composites, l'assemblage par soudage laser semble plus souple et plus flexible pour les surfaces et les géométries complexes. Il présente également une tenue mécanique bien supérieure à celles qu'on trouve dans la littérature concernant les autres techniques de soudage et les joints de colle.

Par ailleurs, ce mode d'assemblage est fortement lié à la nature de la matrice et des fibres qui peuvent créer de la diffusion au niveau du faisceau laser et réduire, par conséquent, l'énergie transmise à l'interface des deux parties à assembler. Face à l'hétérogénéité de la microstructure du matériau étudié, et pour obtenir un joint soudé le plus homogène possible le long des parties à assembler, nous avons opté pour un double passage du faisceau laser plutôt que l'augmentation de la puissance qui pourrait endommager le polymère. Ceci a permis

d'améliorer les caractéristiques mécaniques du joint soudé et de réduire les dispersions sur la tenue de l'assemblage de près de 60% environ.

Nous avons également noté que l'assemblage a une meilleure tenue mécanique lorsque le rayon laser traverse les matériaux à assembler perpendiculairement aux faisceaux de fibres.

Une fois que l'analyse de la soudabilité du composite est effectuée, le second défi était sa caractérisation mécanique pour fournir une base de données qui permettra de faire de la prédiction sur la tenue des structures assemblées. Pour cela, un dispositif particulier appelé Arcan-Mines est utilisé. Il a permis de solliciter le joint soudé dans plusieurs directions et de mettre en évidence l'effet de la pression hydrostatique sur l'assemblage. Nous avons alors noté l'inadéquation des éprouvettes de type simple-recouvrement dont les résultats ne sont pas toujours exploitables en termes de dimensionnement de structures assemblées.

En outre, les essais Arcan-Mines ont permis de mettre en évidence le caractère non-linéaire du joint soudé quelle que soit la direction de sollicitation. Nous avons choisi de modéliser cette non-linéarité par un modèle de comportement élastoplastique, en négligeant l'effet visqueux de la matrice.

La particularité de notre démarche, à ce niveau, a été de montrer qu'on peut déterminer le comportement élastique linéaire du joint soudé par une méthode analytique, à partir des résultats des essais et d'hypothèses simplificatrices.

Pour la partie non linéaire, en revanche, aucune autre méthode ne nous semblait adéquate pour remplacer la méthode inverse. Cette partie non-linéaire est modélisée par le critère de Drucker-Prager généralisé.

Vu les fluctuations du comportement, trois niveaux du critère de plasticité sont déterminés. On pourra ainsi encadrer la valeur moyenne du critère par des valeurs supérieures et inférieures du comportement des assemblages lors des simulations numériques.

Un critère de rupture déterministe basé sur le premier et le second invariant est également proposé et ses coefficients sont déterminés pour trois niveaux différents (comme pour le critère de plasticité). Nous n'avons, en revanche, pas eu le temps nécessaire pour évaluer le degré de précision de ce critère lors d'une validation, comme ce fût le cas pour le critère de plasticité.

Le modèle de comportement du joint soudé est alors constitué d'une matrice de rigidité isotrope transverse qui caractérise la partie linéaire et du modèle de Drucker-Prager généralisé qui détecte le début de la plasticité et caractérise l'écoulement plastique du matériau.

La validation est effectuée sur des éprouvettes de type simple-recouvrement et sur un raidisseur. On y obtient une bonne corrélation même s'il faut encore améliorer les coefficients de la loi d'écoulement plastique pour les sollicitations de cisaillement et ceux qui s'en approchent (hors axe 60°). Cette mauvaise prédiction de l'écoulement plastique pour ce type de sollicitation (cisaillement) pourrait être due à d'autres phénomènes physiques (tels que l'endommagement de la matrice, par exemple) que le modèle ne prend pas en compte

Une fois que le comportement de l'assemblage est connu, il était alors possible d'étudier les aspects statistiques de sa rupture modélisée par le modèle de Weibull. Ce choix est opéré grâce aux résultats des essais par émission acoustique qui montraient une propagation des activités acoustiques après le début de leur apparition. D'où l'hypothèse de l'existence d'un maillon faible qui serait à l'origine de la rupture finale de l'assemblage. Cette hypothèse reste néanmoins discutable à cause d'un temps de retard, qu'on observe lors des essais par émission acoustique, avant la propagation brutale des microfissures. La rupture pourrait donc être due à une taille critique de défaut plutôt qu'un maillon faible. Des analyses complémentaires sont nécessaires à ce niveau.

Les paramètres du modèle de Weibull sont ensuite déterminés pour pouvoir calculer la probabilité de rupture des assemblages quelle que soit la direction de sollicitation (traction, cisaillement, mode mixte).

Un critère de rupture basé sur le premier et le second invariant du tenseur des contraintes est proposé pour des probabilités de rupture de 10%, 50% et 80%. On peut ainsi définir des critères de rupture probabiliste en fonction du niveau de survie souhaité du joint soudé et de vérifier si une sollicitation donnée pouvait provoquer la ruine de l'assemblage, ou pas.

Cependant, les modèles d'éprouvettes utilisés pour la validation du comportement mécanique de l'assemblage (éprouvettes de type simple-recouvrement et le raidisseur) ne sont pas adaptés pour la validation de ces critères probabilistes, car les sollicitations sont plus proches du pelage que de la traction et du cisaillement ou de la combinaison des deux (les paramètres du critère étant déterminés sur des essais de traction, de cisaillement et une combinaison des deux).

Ce travail est loin d'être exhaustif sur ce sujet de caractérisation et de modélisation des assemblages soudés par faisceau laser. Une étude plus poussée doit, en effet, être menée pour vérifier l'influence des fluctuations de la microstructure sur la profondeur du joint soudé au sein des deux parties assemblées. De cette profondeur dépendra l'amélioration de la tenue mécanique de l'assemblage. Ceci permettra de mieux maîtriser la géométrie du joint soudé, de mieux fixer les paramètres du procédé de soudage et d'améliorer ainsi la précision des résultats au niveau de la modélisation.

En termes de perspectives, on pourra également améliorer le modèle de comportement du joint soudé en étudiant les phénomènes physiques au sein de la matrice, comme l'endommagement, pour mieux modéliser l'écroutissage pendant les sollicitations de cisaillement. On peut, aussi, prendre un écroutissage isotrope à la place de l'écroutissage cinématique, ou bien considérer une combinaison des deux, ou bien proposer des modèles de type M2C1 (2 mécanismes, 1 critère).

Le critère de rupture probabiliste doit faire l'objet d'une validation sur des structures réelles de type mécano-soudées. On choisira les paramètres du modèle de Weibull en fonction de la direction de sollicitation. Ce que nous n'avons pas pu effectuer par manque de structure au sein de laquelle on pourra imposer des sollicitations simples ou composées (mais pas complexes, comme c'est le cas pour le raidisseur et pour les éprouvettes de types simple-recouvrement).

Il est également intéressant d'appliquer l'approche multiéchelle au joint soudé, pour étudier l'influence de sa microstructure sur la tenue mécanique de l'assemblage. On pourra ainsi faire des estimations sur des propriétés physiques de l'assemblage connaissant les fluctuations de la microstructure du joint soudé. Cette démarche a été validé sur le composite de base.

Aux termes de cette étude, une quantité d'informations relatives à la soudabilité du matériau et à la tenue mécanique, intrinsèque, de l'assemblage est disponible. Il est également possible de prédire le comportement de l'assemblage ainsi que sa rupture probabiliste à travers des modèles basés sur le premier et le second invariant du tenseur des contraintes.

Les trois parties principales de ce mémoire (qui sont chronologiquement dépendantes) ont permis de constituer une base de données importante en matière de conception et de dimensionnement de structures en composite thermoplastique (PA6+Fibres de verre) assemblées par soudage laser.



Références Bibliographiques

[ABE et KNA, 2007] Abed, S. et Knapp W. *New applications of laser welding in the field of thermoplastic polymer composites*. ICALEO, 2007; paper 1105, Proceedings.

[AGE et al, 2000] Ageorges C., Ye L., Hou M. *Experimental investigation of the resistance welding for thermoplastic-matrix composites. Part I: heating element and heat transfer*. Composite Science and Technology 2000; 60: 1027-1039

[AGE et al, 2000] Ageorges C., Ye L., Hou M. *Experimental investigation of the resistance welding for thermoplastic-matrix composites. Part II: optimum processing window and mechanical performance*, Composite Science and Technology 2000; 60: 1191-1202

[AGE et al, 2001] Ageorges C., Ye L., Hou M. *Advances in fusion bonding technics for joining thermoplastic matrix composites: a review*. Composite: Part A 2000; 32: 839-857.

[ARC, 1987] Arcan L., Arcan M., Daniel M. *SEM Fractography of pure and mixed-mode interlaminar fractures in graphite/epoxy composites*. Fractography of Modern Eng. Mat.: Comp. and Metals, ASTM STP 948, 1987, pp 41-67.

[ASH et JON, 1991] Michael F. Ashby, David R. H. Jones. *MATERIAUX. 2. Microstructures, mise en œuvre et conception*. Dunod, Paris, 1991, 1997, 2008: P 464.

[AUS, 2007] Ausias Gilles. *Une rhéologie des suspensions: Application aux composites à matrices thermoplastiques*. Habilitation à diriger des recherches, Université de Bretagne-Sud, Laboratoire de Génie Mécanique et Matériaux, 2007.

[BAP et al, 2009] Bappa Acherjee, Dipten Misra, Dipankar Bose, Venkadeshwaran .K. *Prediction of weld strength and seam width for laser transmission welding of thermoplastic using response surface methodology*. Optics & Laser Technology, 2009; 41: 956-967.

[BAX et al,1993] Baxevanakis C, Jeulin D, Valentin D. *Fracture statistics of single-fiber composite specimen*. Composite Science and Technology, 1993; 48: 47-56.

[BAX et al, 1995] Baxevanakis C, Jeulin D, Renard J. *Fracture statistics of a unidirectional composite*. Int. J. of Fracture, 1995; 73: 149-181.

[BAX et al, 1998] Baxevanakis C., Jeulin D., Lebon B., Renard J. *Fracture statistics of laminate composites*. Int. J. Solids Structures, 1998; 35, N° 19: 2505-2521.

[BER, 1983] Beremin F.M. *A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel*. Metall. Trans. A, 1983; 14A: 2277-2287.

[BER 1999] Berthelot J M. *Matériaux composites. Comportement mécanique et analyse des structures*. Editions Tec & doc, 1999: p 642.

[BER et JEU, 2003] Berger M.-H., Jeulin D. *Statistical analysis of the failure stresses of ceramic fibres : Dependence of the Weibull parameters on the gauge length, diameter variation and fluctuation of defect density*. Journal of Materials Science, 2003; 38: 2913-2923.

[BER et DAL, Techniques de l'ingénieur] Anne Berthereau et Eric Dallies, *Fibres de Verre de renforcement*, Techniques de l'Ingénieur AM 5132.

[BES et al, 2001] Besson J, Cailletaud G, Chaboche J-L, Forest S. *Mécanique non linéaire des matériaux*. Editions Hermès-Lavoisier, 2001: P 446.

[BHA et LAG, 2000] Bhattacharyya A, Lagoudas D C. *Effective elastic moduli of two-phase transversely isotropic composites with aligned clustered fibers*. Acta Mechanica, 2000; vol 145: P 65-95.

[BUN et REN 2005] Bunsel A R, Renard J. *Fundamentals of fibre reinforced composite materials*. Series in Materials Science and Engineering IoP, 2005: p 398.

[CAL, 1998] Calard Vincent. *Approche statistiques-probabilistes du comportement mécanique des composites à matrice céramique*. Thèse de doctorat de l'Université de Bordeaux 1, 1998.

[CLE et al, 1996] O. Cleizergues, T. Sturel, M. Difant, F. Mudry. *Developpement and Use of Beremin Local Criterion for Cleavage Fracture in the Steel Industry*. Journal de physique IV. Colloque C6, supplément au Journal de Physique III, 1996; Vol 6.

[COG, Technique de l'ingénieur] Philippe Cognard. *Collage des composites, secteur de la construction navale*. Techniques de l'Ingénieur BM 7628.

[DIE et al, 2005] Diemar A., Thumser R., Bergmann J.W. *Determination of local characteristics for the application of the Weakest-Link Model*. Mat.-wiss. U. Werkstofftech, 2005; 36, N° 5.

[DOG et FRI, 2003] I. Doghri, C. Friebel. *Effective elasto-plastic properties of inclusion-reinforced composites. Study of shape, orientation and cyclic response*. Mechanics of Materials, 2005; 37: 45-68.

[DOG et OUA, 2003] I. Doghri, A. Ouair. *Homogenization of two-phase elasto-plastic composite materials and structures Study of tangent operators, cyclic plasticity and numerical Algorithms*. International Journal of Solids and Structures, 2003; 40: 1681-1712.

[DOG et TIN, 2005] I. Doghri, L. Tinel. *Micromechanical modeling and computation of elasto-plastic materials reinforced with distributed-orientation fibers*. International Journal of Plasticity, 2005; 21: 1919-1949.

[DRU et PRA, 1952] Drucker D C, Parger W. *Soil Mechanics and Plastic Analysis or Limit Design*. Quaterly of Applied Mathematics, 1952; 10 (2): 157-165.

[DRU et WIL, 1996] Drugan W J, Willis J R. *A micromechanics-based nonlocal constitutive equation and estimates of representative volume element size for elastic composites*. Journal of the mechanics and physics of solids, 1996; vol. 44, n°4: 1996, P 497-524.

- [GHA et MAL, 2005] Ghanem Jandali, Mallick P.K. *Vibration welding of a unidirectional continuous glass fiber reinforced polypropylene GMT*. Composite: Part A, 2005; 36: 1687-1693.
- [GUE, Techniques de l'ingénieur] Bernard Guerin. *Polyamides*. Techniques de l'Ingénieur A 3360.
- [HAS et SHT, 1963] Hashin Z, Shtrikman S. *A variational approach to the theory of the elastic behaviour of multiphase materials*. J. Mech. Phys. Solids, 1963; vol. 11: P 127-140.
- [HIL, 1963] Hill R. *Elastic properties of reinforced solids: some theoretical principles* J. Mech. Phys. Solids, 1963 ; vol. 11 : P. 357-372.
- [HUE, 1990] Huet C. *Application of variational concepts to size effects in elastic heterogeneous bodies*. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1990; 38: 6, 813-841.
- [HUG, 2002] Huguet Stéphane. *Application de classificateurs aux données d'émission acoustique : identification de la signature acoustique des mécanismes d'endommagement dans les composites à matrice polymère*. Thèse de doctorat de l'INSA de Lyon. Décembre 2002.
- [JAN. G et JAN. Z 2006] Jan G, Jan Z, Michal S. *Quantitative analysis of fiber composite microstructure: Influence of boundary conditions*, 2006; 21: 317-329.
- [JEC, Juill-2012] JEC magazine composites N° 74. *Feature Automotive*, Juillet 2012.
- [JEU, 91] Jeulin Dominique. *Modèles morphologiques de structures aléatoires et de changement d'échelle*. Thèse d'état, université de Caen. 1991.
- [JEU et OST, 2001] Jeulin D, Ostoja-Starzewski M. *Mechanics of random and multiscale microstructures*. CISM Courses and lectures n° 430; Springer 2001: P 267.
- [JEU, 2002] Jeulin D. *Spatial Statistics and Micromechanics of materials*. In : Morphology of condensed matter, ed. K.R. Mecke, D. Stoyan. Lecture notes in physics, 2002; 600: P 3-36.
- [JIA et al 2001] Jiang M, Alzebedeh K, Jasiuk I, Ostoja-Starzewski M. *Scale and boundary conditions effects in elastic properties of random composites*. Acta Mechanica, 2001 ; vol 148 ; P 63-78.
- [JOA, 2007] Joannès Sébastien. *Caractérisation mécanique et outil d'aide au dimensionnement des collages structuraux*. Thèse de doctorat de l'Ecole des Mines de Paris, 2007.
- [JOL, Techniques de l'ingénieur] Joly Gérard. *Soudage des thermoplastiques*. Techniques de l'ingénieur, BM 7775.
- [KAN et al, 2003] Kanit T, Forest S, Galliet I, Mounoury V, Jeulin D. *Determination of the size of the representative volume element for random composites : statistical and numerical approach*. International Journal of Solids and Structures, 2003; vol. 40: P 3647–3679.
- [KNA et al, 2010] Wolfgang Knapp, S. Clément, C. Franz, M. Oumarou, J. Renard. *Laser-bonding of long fiber thermoplastic composites for structural assemblies*. Physics Procedia, 2010; 5 ; 163–171.

[KNI *et al.*, 2003] Knight M G, Wrobel L C, Henshall J L. « *Micromechanical response of fibre-reinforced materials using the boundary element technique*. Composite Structures, 2003; vol. 62: P 341-352.

[LAM, 2007] Lamon Jacques. *Mécanique de la rupture fragile et de l'endommagement*. Lavoisier, 2007 : P 288.

[LEM et CHA, 1985] Lemaître Jean, Chaboche Jean-Louis. *Mécanique des matériaux solides*. Editions dunod, 1985: P532.

[ESP et al. 2007] Luca Esposito, Domenico Gentile, Nicola Bonora. *Investigation on the Weibull parameters identification for the local approach application in the ductile to brittle transition regime*. Engineering Fracture Mechanics, 2007; 74: 549-562.

[LUK et al, 1995] Lukkassen D, Persson L E, Wall P. *Some engineering and mathematical aspects on the homogenization method*. Composites Engineering, 1995; vol. 5, n°5: P519-531.

[MAI, 2009] Habibou Maitournam. *Mécanique des structures anélastiques. Programme d'approfondissement Science de l'ingénieur, simulation et modélisation. Energies du XXI^e siècle. Mécanique*. Cours de l'Ecole Polytechnique, Editions 2009 : p 154.

[MAR, 2007] *Étude du vieillissement des assemblages structuraux acier/aluminium : Influence de l'environnement sur le dimensionnement*. Thèse de doctorat de l'Ecole des Mines de Pars, 2007.

[MAT, 1975] Matheron G. *Random sets and integral geometry*. J. Willey, 1975: p 261.

[MOI *et al.*, 1996] D. Moinereau, J.M. Frund, J. Brochard, B. Marini, P. Joly, D. Guichard, S. Bhandari, A. Sherry, D.J. Sanderson, C. France, and D.P.G. Lidbury. *Local Approach to Fracture Applied to Reactor Pressure Vessel: Synthesis of a Cooperative Programme Between EDF, CEA, Framatome and AEA Technology*. Journal de Physique IV, 1996; 6: C6 243.

[NEM et HOR, 1999] Nemat-Nasser S, Hori M. *Micromechanics: overall properties of heterogenous materials*. Elsevier, 1999 : P. 779.

[NIM et REN, 2009] Nimdum Pongsak et Renard Jacques. *L'émission acoustique comme contrôle de santé des structures en matériaux composites*. RCMA 2009 ; 19 : 283-317.

[OST, 1993] Ostoja-Starzewski M. *Micromechanics as a basis of stochastic finite elements and differences: An overview*. Appl Mech, vol. 46, n° 11, 1993, P. S136-S147.

[OST, 1998] Ostoja-Starzewski M. *Random fields models of heterogeneous materials*. International Journal of Solids and Structures, 1998; vol 35, n° 19: P 2429-2455.

[OST, 2006] Ostoja-Starzewski M. *Material spatial randomness: from statistical to representative volume element*. Probabilistic Engineering Mechanics, 2006; vol. 21: P 112-132.

[OST, 2007] Ostoja-Starzewski M. *Microstructural randomness and scaling in mechanics of materials*. CRC Series: Modern Mechanics And Mathematics, Chapman & Hall/CRC, 2007: P. 471.

- [PIE *et al*, 2004] O. Pierard, C. Friebel, I. Doghri. *Mean-field homogenization of multi-phase thermo-elastic composites: a general framework and its validation*. Composites Science and Technology, 2004 ; 64 : 1587-1603.
- [PIE et DOG, 2006] Olivier Pierard, Issam Doghri. *An enhanced affine formulation and the corresponding numerical algorithms for the mean-field homogenization of elasto-viscoplastic composites*. International Journal of Plasticity, 2006 ; 22 : 131-157.
- [PIN, 2007] Pineau André. *Development of the local approach to fracture over the past 25 years: Theory and applications*. Annales de la Mécanique de fracture, 2007; Vol 1.
- [PHO, 1972] Phoenix S.L Probabilistic strength analysis of fibre bundle structures, Fiber Science and Technology, 1974; (7)- © Applied Science Publisher LTD.
- [SEG et LLO, 2006] Segurado J, LLorca J. *Computational micromechanics of composites: the effect of particle spatial distribution*. Mechanics of Materials, 2006; vol 38: P 873-883.
- [RUS, 2003] Russek U.-A., *Innovative Trends in Laser Beam Welding of Thermoplastics. 2nd International WLT-Conference on Lasers in Manufacturing LIM*. Munich, 2003; S. 105-111. Proceedings.
- [SER, 1982] Serra J. *Image Analysis and Mathematical Morphology*. Academic Press, 1982.
- [SER, 2000] Serra J. *Cours de morphologie mathématique XXIII.3*. Ecole des Mines de Paris, 2000.
- [STA et BER, 2005] Stavrov D., Bersee H.E.N. *Resistance welding of thermoplastic composites-an overview*. Composite: Part A, 2005; 36: 39-54.
- [THO *et al*, 2008] Thomas M, Boyard N, Perez L, Jarny Y, Delaunay D. *Representative volume element of anisotropic unidirectional carbon-epoxy composite with high-fibre volume fraction*. Composites Science and Technology, 2008; vol 68: P 3184-3192.
- [TOR, 1991] Torquato S. *Random heterogeneous media: microstructure and improved bounds on effective properties*. Applied Mechanics Reviews, 1991; vol. 44: P 37-76.
- [TRI *et al*, 2006] Trias D, Costa J, Turon A, Hurtado J E. *Determination of the critical size of a statistical representative volume element (SRVE) for carbon reinforced polymers*. Acta materialia, 2006; vol. 54: P 3471-3484.
- [ZEM, 2003] Zeman Jan. *Analysis of Composite Materials with Random Microstructure*. Doctor of Philosophy, Czech Technical University in Prague, Klokner Institute, 2003.
- [WEI, 1939] Weibull W. *A statistical theory of the strength of materials*. Royal Swedish institute for engineering research, 1939.

Résumé

Les matériaux composites à matrice thermoplastique occupent de plus en plus un large domaine d'application grâce à leur aptitude à être recyclés et à être assemblés par fusion du polymère, encore appelée soudage. Parmi ces modes d'assemblage, le soudage laser propose de meilleures alternatives. Car, outre le fait qu'elle assure une meilleure tenue mécanique et un meilleur aspect esthétique, cette technique d'assemblage ne crée pas d'endommagement au sein du composite, à l'instar de certaines méthodes comme le rivetage, le vissage ou le boulonnage.

L'objectif de ce travail est de proposer un modèle de rupture probabiliste de l'assemblage par faisceau laser d'un composite thermoplastique à fibres continues.

Une *description fine* du matériau est d'abord effectuée par une approche multiéchelle dont le but était de pouvoir prédire le comportement macroscopique du composite de base connaissant les fluctuations locales de sa microstructure.

La caractérisation mécanique de l'assemblage est ensuite effectuée par des essais multiaxiaux au moyen d'un dispositif spécifiques (Arcan-Mines) qui prend en compte l'état de confinement du joint soudé. Ce qui a permis de proposer un modèle de comportement élastoplastique basé sur le critère de Drucker-Prager généralisé.

Des tests par émission acoustique ont permis de faire l'hypothèse de l'existence d'un maillon faible au sein du joint soudé. La rupture est alors évaluée par le modèle statistique de Weibull. Un critère de rupture probabiliste basé sur le premier et le second invariant du tenseur des contraintes est finalement proposé.

Mots clés : Approche probabiliste, soudage laser, approche multiéchelle, essais Arcan-Mines, Modélisation numérique, Drucker-Prager généralisé.

Abstract

Thermoplastic composite materials are more used in many fields of application as a result of their recyclability and their joining capabilities by polymer fusion, which is called welding. Among these assembly types, the laser welding offers better alternatives. Because, beyond the high level mechanical strength and the good aesthetic appearance it provides, this assembly technique will not create damage within the composite material, like certain joining methods such riveting, drilling or bolting.

The purpose of this study is to propose a probabilistic failure model of laser beam assembly of a continuous fibres thermoplastic composite.

A detailed description of the material is first performed by a multi-scale approach, which was aiming to predict the macroscopic behaviour of the based composite knowing the local fluctuations of its microstructure.

The mechanical characterisation of the assembly is then conducted through multi-axial tests using a special device (Arcan-Mines) which takes into account the confinement of the laser weld seam. This enables proposing a generalized Drucker-Prager elasto-plastic model.

Acoustic emission tests allowed making the assumption of the weakest link model within the weld seam. The failure is then evaluated through the Weibull statistical model.

Probabilistic failure criteria based on the first and the second invariants of stress tensor is finally proposed.

Key words: Probabilistic approach, laser weld seam welding, multi-scale approach, Arcan-Mines tests, Numerical computation, generalized Drucker-Prager.