



HAL
open science

Assemblages composites-polymères après traitement par plasma atmosphérique du composite : caractérisation mécaniques et modélisation

Ekkarin Phongphinitana

► **To cite this version:**

Ekkarin Phongphinitana. Assemblages composites-polymères après traitement par plasma atmosphérique du composite : caractérisation mécaniques et modélisation. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2014. Français. NNT : 2014ENMP0070 . tel-02892069v2

HAL Id: tel-02892069

<https://pastel.hal.science/tel-02892069v2>

Submitted on 8 Jul 2020

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 : Sciences 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

Ekkarin PHONGPHINITTANA

le 16 décembre 2014

Thèse confidentielle
(date de fin de 16/11/2019)

Assemblages composites-polymères après traitement par plasma atmosphérique du composite, caractérisation mécanique et modélisation

Directeur de thèse : **Jacques RENARD**

Co-encadrement de la thèse : **Pongsak NIMDUM, Sébastien JOANNÈS**

Jury

Mme. Farzaneh AREFI-KHONSARI, Professeur, Chimie ParisTech
M. Yvon CHEVALIER, Professeur émérite, Supméca Saint-Ouen
M. Francis COLLOMBET, Professeur, Institut Clément Ader Toulouse
M. Thierry RENAULT, Docteur, Faurecia
M. Jacques RENARD, Directeur de Recherche, Mines ParisTech
M. Pongsak NIMDUM, Docteur, KMUTNB Bangkok Thaïlande
M. Sébastien JOANNÈS, Docteur, Mines ParisTech

Président
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Examineur

T
H
È
S
E

CONFIDENTIEL ASPOME – 16/11/2019

Remerciements

Pour commencer, Je voudrais remercier mon directeur de thèse Jacques Renard pour son chaleureux accueil, pour son encadrement et ses conseils scientifiques tout au long de ce travail. J'ai beaucoup apprécié sa disponibilité et nos échanges sur les différents thèmes abordés dans la thèse. Il a permis au projet de trouver son chemin avec sérénité.

Merci également à l'ANR (Agence Nationale de la Recherche) pour le financement du projet ASPOME, dans lequel s'inscrit ce projet de thèse. Je voudrai également remercier la société Faurecia qui a piloté le projet.

En parallèle, Je voudrais remercier vivement les membres du jury pour avoir accepté d'évaluer mon travail de thèse. Merci à Farzaneh AREFI-KHONSARI de m'avoir fait l'honneur d'être président du jury, aux Yvon CHEVALIER et Francis COLLOMBET d'avoir accepté la fonction de rapporteurs et à Thierry RENAULT d'avoir été membre du jury.

Je tien ensuite à remercier très vivement Pongsak NIMDUM et Sébastien JOANNÈS, mes co-encadrements de la thèse. Vous m'avez apporté beaucoup de chose durant ces dernières années. Merci pour tout.

Je voudrais remercier Vladimir GANTCHENKO pour leur disponibilité et leur contribution dans ce projet.

Je tiens aussi à remercier le centre des Matériaux et des personnes extraordinaires de l'équipe CAM (Composites, Assemblages Multi-matériaux). Un grand merci à Yves FAVRY et Jean-Christophe TESSEIDRE qui ont su apporter toutes leurs compétences à cette étude.

Merci également à l'ensemble des collègues doctorants du Centre des Matériaux avec qui j'ai partagé de très bons moments : Baramee, Naruepon, Arruck, Mamane, Mamadou, Georges, Jonathan, Josserand, Adrien, Rim, Wassim, Yassine, Laurent, Ken, Fabien...

Je remercie également Liliane LOCICERO, Konaly SAR, Catherine ROUIL, Véronique MATOS et Véronique DIAMANTINO pour ses disponibilités ont facilité les démarches administratives et ses gentilleses.

Je souhaite aussi remercier mes amis thaïlandais. Nous somme passé de bons moments ensemble durant tout mon parcours académique en France.

Merci enfin à mes parents, ma famille et ma copine « Angkana » qui m'ont toujours soutenu et encouragé tout au long de ce travail.

Merci à toutes et à tous !

Table des matières

Introduction	1
Chapitre I - Contexte industriel de la thèse	4
I.1 Introduction.....	5
I.2 Les technologies hybrides dans l'industrie automobile.....	5
I.3 Problèmes et objectifs de l'étude.....	6
Chapitre II - Présentation des matériaux	7
II.1 Introduction.....	8
II.1.1 Propriétés des matériaux composites.....	8
II.1.1.1 Classification des matériaux composites.....	8
II.1.1.2 Les fibres de verre.....	9
II.1.1.3 Les matrices.....	10
II.1.1.4 Les composites tissés, notion d'architecture.....	11
II.1.2 Les thermoplastiques renforcés.....	12
II.2 Les matériaux de l'étude.....	13
II.2.1 Les matériaux du substrat.....	13
II.2.2 Les matériaux de surmoulage.....	14
II.3 Conclusion.....	14
Chapitre III - Caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux composites	15
III.1 Introduction.....	16
III.1.1 Les échelles usuelles de travail.....	16
III.1.2 Les différents repères liés aux stratifiés.....	16
III.1.3 Comportement mécanique des plis tissés / stratifiés tissés.....	18
III.1.4 Endommagement et mécanisme d'endommagement.....	18
III.1.5 Elaboration des matériaux thermoplastiques renforcés.....	19
III.2 Détermination des propriétés physiques : fraction volumique (Vf).....	20
III.3 Essais de traction sur le composite tissé et le thermoplastique renforcé.....	22
III.3.1 Objectifs.....	22
III.3.2 Moyen d'essais.....	22
III.3.3 Eprouvettes et moyen d'essais.....	22
III.3.4 Résultats des essais.....	24
III.4 Essais en cisaillement hors plan par l'essai d'ARCAN-MINES sur le composite tissé et le matériau surmoulé.....	26
III.4.1 Objectifs.....	26
III.4.2 Eprouvettes, dispositif Arcan-Mines et moyens d'essais.....	27
III.4.3 Technique de corrélation d'images.....	28
III.4.4 Les résultats des essais.....	31
Chapitre IV - Propriétés à l'interface	33
IV.1 Introduction.....	34
IV.1.1 Mécanismes d'adhésion.....	34
IV.1.2 Rupture des assemblages.....	35
IV.1.3 Technique préparation de surface.....	36

IV.2 Traitement par plasma	37
IV.2.1 Paramètres et méthode de traitement	38
IV.2.2 Effet du traitement plasma : observation au MEB	38
IV.3 Contrainte à l'interface	41
IV.3.1 Etude expérimentale : essais de simple recouvrement	41
IV.3.2 Méthode expérimentale : éprouvette des essais de simple recouvrement	44
IV.3.2.1 Eprouvette de simple recouvrement	44
IV.3.2.2 Moyen d'essai	46
IV.3.2.3 Technique d'observation	47
IV.3.3 Paramètres d'essais	49
IV.3.3.1 Effet des conditions de traitement : vitesse et distance	49
IV.3.3.2 Influence du type de buse (rotative et fixe), et effet du nombre de passage de traitement	51
IV.3.3.3 Effet du type de nylon	52
IV.3.3.4 Effet du type de composite	52
IV.3.3.5 Autre de matériau pour le substrat et l'injection	53
IV.3.4 Analyse des mécanismes d'adhésion : Observation au MEB et par microscopie optique	54
IV.3.5 Mécanisme d'endommagement : Emission acoustique (EA) et Rayonnement infrarouge (RI)	59
IV.3.6 Essais ARCAN-MINES	60
IV.3.6.1 Objectifs	60
IV.3.6.2 Eprouvettes, dispositif Arcan-Mines et moyens d'essais	61
IV.3.6.3 Résultats expérimentaux	62
Chapitre V - Modèles micromécaniques	65
V.1 Synthèse bibliographique	66
V.1.1 Thermoplastiques renforcés : Paramètres liés au matériau	66
V.1.2 Orientation des fibres	66
V.1.2.1 Principaux paramètres influençant l'orientation des fibres	66
V.1.2.2 Représentation de l'état d'orientation	67
V.1.2.3 Fonction de distribution de l'orientation	68
V.1.2.4 Tenseur d'orientation	69
V.1.2.5 Techniques de mesure	71
V.1.3 Les modèles micromécaniques	74
V.1.3.1 Les techniques d'homogénéisation en élasticité	76
V.1.3.2 Prise en compte de l'orientation	80
V.1.3.3 Les équation de fermeture	81
V.2 Méthodes expérimentales	83
V.2.1 Matériaux, études et éprouvettes de caractérisation	83
V.2.2 Détermination des propriétés physiques	84
V.2.3 Détermination des propriétés mécaniques	86
V.2.3.1 Essais en traction sur le thermoplastique renforcé	86
V.2.3.2 Essais hors plan avec le dispositif ARCAN-MINES	87
V.3 Evaluation des modèles	89
V.3.1 Les Modèles micromécaniques et les équations de fermeture	89
V.3.2 Paramètres du PA6 injecté	90
V.3.3 Fiabilité des modèles pour le comportement dans le plan et hors plan	90
V.4 Fiabilité des modèles micromécaniques pour les pièces semi-structurales dans la direction hors plan	92
Chapitre VI - Critère de rupture à l'interface	96
VI.1 Introduction	97
VI.2 Synthèse bibliographique	97
VI.2.1 Critère de seuil de plasticité et critère de rupture	97

Table des matières

VI.2.1.1 Critère pour les matériaux isotropes	97
VI.2.1.2 Critère pour les matériaux anisotropes	98
VI.2.2 Critère du Point Stress	100
VI.3 Loi de comportement non linéaire de la structure injectée	101
VI.3.1 Cas de l'éprouvette haltère	101
VI.3.2 Cas de l'éprouvette 3 couches	104
VI.4 Prédiction de la rupture dans la simulation de l'essai de simple recouvrement.....	107
VI.5 Elément finis version-p	114
VI.5.1 Différences entre la version-h et la version-p de la méthode des éléments finis	114
VI.5.2 Concept d'une formulation hiérarchique	115
VI.5.3 Exemple simple de problème (1D)	119
VI.5.4 Implémentation dans le programme des éléments finis ABAQUS®	121
VI.5.5 Validation du calcul pour une version h et p.....	122
VI.5.6 Application de la version h-p pour simuler une semi-structure (éprouvette de simple recouvrement).....	123
Conclusions et perspectives	128
Référence bibliographiques	132
Annexe	138

Introduction

Aujourd'hui la consommation énergétique et les émissions de dioxyde de carbone (CO₂), constituent des critères essentiels pour le dimensionnement des structures du monde des transports. Ces deux aspects étant très tributaires du poids des véhicules, pour répondre aux exigences européennes sur la réduction des émissions de gaz à effet de serre, les constructeurs automobiles cherchent à alléger le poids des voitures. Pour y parvenir, leurs efforts se portent sur la conception des véhicules et la sélection des matériaux tant au niveau de la structure extérieure qu'intérieure.

La société FAURECIA, fabricant de sièges automobiles, de systèmes intérieurs et extérieurs (blocs avants, pare-chocs...) tente de réduire le poids de ses produits en utilisant des matériaux plus légers mais résistants tels que les composites (fibre de verre et fibre de carbone), en remplacement total ou partiel de structures métalliques. Dans ce contexte une technologie multimatériau (métal, composite à fibres continues et plastiques renforcés de fibres courts) permet de tirer avantage des qualités de chacun des matériaux, de diminuer le poids des pièces tout en maintenant la résistance structurelle souhaitée.

La technologie hybride « plastique-métal » (PMH-Plastic Metal Hybrid) consiste à surmouler un insert métallique par injection d'un polymère en moule fermé. Le lien entre les deux matériaux est du type ancrage mécanique. L'avantage de cette technologie est la combinaison des bonnes propriétés de chacun des matériaux, le point faible leur connexion. Par extension de la technologie PMH, Faurecia s'intéresse également à la combinaison de surmoulage de composites thermoplastiques à fibres continues par du thermoplastique renforcé de fibres courtes. Ceci explique le souhait de FAURECIA d'améliorer l'adhérence directe entre les surfaces en contact en cherchant à augmenter les forces de liaison aux interfaces. Ainsi un traitement par plasma d'air de la surface de contact du matériau substrat a été préconisé avant injection du thermoplastique renforcé.

Ce travail de thèse, réalisé dans le cadre du projet **ASPOME**, (**A**dhésion de **S**tructure en **P**olymère et **M**étal), et financé par l'ANR, (L'Agence Nationale de la Recherche), s'inscrit dans ce contexte. L'objectif est d'étendre l'utilisation de la technologie hybride aux pièces structurelles en améliorant la liaison polymère métal par un traitement des surfaces par plasma atmosphérique. La cible est d'atteindre des contraintes d'adhérence en cisaillement entre le thermoplastique injecté et l'insert entre 10 et 20 MPa. Les paramètres du traitement de surface par plasma d'air, la vitesse de balayage, la distance entre le substrat et la torche plasma et le nombre de passages de la torche ont été les paramètres clefs analysés afin de proposer des conditions optimum de traitement. Enfin les endommagements aux interfaces entre le composite injecté et le substrat traité ont été étudiés, d'abord dans un souci de compréhension des mécanismes physiques mais aussi pour établir un critère de rupture de ces interfaces à des fins de dimensionnement.

Ce projet a fait l'objet d'un partenariat, regroupant un industriel leader de ce projet : la société FAURECIA, (groupe Siège auto et groupe Pare-chocs), une PME la société Plasmatreteat, et des laboratoires de recherche associés : l'Ecole Nationale Supérieure de Chimie de Paris et le Centre des Matériaux de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

Pour atteindre les objectifs, différentes étapes ont été envisagées : (i) caractériser le comportement mécanique et physique des matériaux utilisés, (ii) étudier l'influence des paramètres vitesse de la torche plasma et sa distance avec la surface traitée au cours du processus de traitement afin de proposer des conditions optimum, (iii) analyser les mécanismes d'endommagement au niveau de la surface rompue afin d'établir un critère de rupture, (iv) étudier les modèles micromécaniques dans une perspective de déterminer le comportement mécanique des matériaux de surmoulage et enfin (v) effectuer des simulations numériques par éléments finis afin de valider le comportement et le critère de rupture proposés dans la zone de surmoulage.

L'ensemble de cette démarche est présentée dans ce mémoire de thèse qui s'articule autour de six chapitres :

Les chapitres 1 et 2, portent sur la présentation du contexte industriel et du matériau étudié. Le premier chapitre aborde brièvement la technologie hybride dans l'industrie automobile puis les problèmes et les objectifs industriels de l'étude. Le deuxième chapitre commence par une introduction assez générale des matériaux composites, pour ensuite se focaliser sur les matériaux de l'étude. On verra que ces derniers se regroupaient en deux familles de propriétés physiques et d'architectures différentes : composite tissé et composite renforcé par des fibres de verre courtes.

Le chapitre 3 présente la caractérisation associée aux matériaux composites de l'étude avec une analyse expérimentale menée en quasi-statique. Elle consiste en la réalisation d'essais de traction jusqu'à rupture et d'essais en cisaillement Arcan-Mines hors plan sur les composites tissés.

Le chapitre 4 traite de la caractérisation des interfaces d'assemblage de substrats traités par plasma et surmoulés par du plastique. Nous présentons d'abord l'analyse des effets de la vitesse du mouvement plan avec une distance torche-échantillon fixée à 10 mm. Le microscope électronique à balayage (MEB) a été utilisé pour observer les faciès de rupture. Afin de bien comprendre l'effet du traitement, des essais de simple recouvrement et des essais Arcan ont été effectués. En parallèle, les techniques d'émission acoustique (EA), du rayonnement infrarouge (RI) et de la microscopie optique ont été utilisées pour suivre les mécanismes de rupture en cours d'essais. L'essai de simple recouvrement, simple à mettre en œuvre, a pour but d'étudier les différentes conditions du traitement plasma. Néanmoins cet essai induit un état de déformation très complexe du à une flexion parasite de l'éprouvette et aux concentrations de contraintes à proximité des bords. C'est pour y pallier que le dispositif Arcan Mines a été envisagé afin de mieux appréhender le comportement des interfaces. Ce dispositif permet d'éviter l'apparition de concentrations de contraintes ainsi que le phénomène de flexion. Enfin nous avons utilisé ces résultats pour établir un critère de rupture de type Drucker-Prager. Ce type de critère a le mérite de prendre en compte la contrainte hydrostatique, paramètre important dans un contexte d'assemblage, à fortiori avec des matériaux polymères.

Le chapitre 5 est consacré aux modèles micromécaniques du thermoplastique renforcé par des fibres courtes utilisé en surmoulage du substrat. Nous présentons d'abord l'analyse du thermoplastique injecté : i) la fraction volumique de fibres (V_f), ii) la géométrie des fibres (la longueur et le diamètre), iii) le module d'Young et l'orientation des fibres, paramètres introduits dans le modèle micromécanique. Les essais de traction et les essais Arcan ont été réalisés afin de caractériser les comportements dans le plan et hors plan du matériau thermoplastique injecté pour ensuite identifier et valider les résultats obtenus par le modèle micromécanique sélectionné. Enfin, ce modèle a été utilisé pour prédire les comportements du PA6 injecté dans l'éprouvette de simple recouvrement et celui de l'éprouvette 3 couches (composite/PA6/composite). Ces comportements ont été utilisés dans la partie simulation (chapitre 6).

Le dernier chapitre aborde les simulations numériques servant à valider le critère de rupture des interfaces en PA6 injecté/composite tissé dans l'essai de simple recouvrement soumis à un chargement quasi-statique. Nous présentons d'abord la fiabilité de l'analyse du comportement mécanique du thermoplastique injecté obtenue à l'aide de différents modèles micromécaniques en le comparant aux résultats d'essais. Nous avons ensuite simulé l'essai en traction effectué sur les éprouvettes de simple recouvrement et l'avons comparé aux résultats des essais afin de valider le critère de rupture proposé aux interfaces. Finalement, ce dernier chapitre propose une méthode alternative par éléments finis, « la méthode P », qui utilise un nombre limité d'éléments tout en permettant une grande précision.

Chapitre I

Contexte industriel de la thèse

Ce chapitre présente les technologies hybrides utilisées dans l'industrie automobile. Nous abordons aussi les problèmes et les objectifs industriels de l'étude

Sommaire

- I.1 Introduction**
 - I.2 Les technologies hybrides dans l'industrie automobile**
 - I.3 Problèmes et objectifs de l'étude**
-

I.1 Introduction

Suite aux directives de la commission européenne visant à réduire les émissions de dioxyde de carbone (CO₂) des voitures, les constructeurs automobiles se doivent d'alléger leurs véhicules d'ici à 2020, avec des cibles de l'ordre de 200 à 250 kg. Ainsi, l'extérieur et l'intérieur d'une voiture doivent être repensés, en revisitant des aspects tels que la forme, la structure et les matériaux. L'intérieur d'une voiture représente actuellement environ 20% de son poids total et plus précisément une collection de sièges automobiles pèse actuellement entre 65 à 80 kg, soit environ 5% à 7% de ce poids total.

Dans ce contexte, l'équipementier FAURECIA fabricant de sièges automobiles, désire remplacer les structures métalliques de ses sièges par des structures hybrides plastique-métal et utiliser une technologie hybride (PMH). Il désire utiliser un matériau composite en remplacement du métal pour diminuer le poids et utiliser un thermoplastique renforcé en remplacement de thermoplastiques purs pour augmenter la raideur de la structure hybride.

I.2 Les technologies hybrides dans l'industrie automobile

Apparue il y a une vingtaine d'année, la technologie hybride « plastique-métal » (PMH-Plastic Metal Hybrid) permet de combiner les avantages des métaux (rigidité, résistance, ductilité, coût compétitif) et des matières plastiques (intégration de fonction, faible densité). Si cette technologie est maintenant intensivement employée dans l'automobile, elle reste limitée à des applications semi structurelles telles que les façades avant techniques.

Les premières applications de cette technologie furent les façades avant de l'AUDI A6 et de la FORD FOCUS. Dans le cas de l'AUDI A6, le remplacement d'une solution 100% acier par la technologie PMH, a permis de diminuer le prix pièce de 10 % et son poids de 15 %.

La technologie PMH standard consiste à surmouler un insert métallique par l'injection d'un polymère en moule fermé. La matière plastique passe à travers des trous initialement prévus dans le métal et enveloppe les bords de l'insert (Figure 1.1). L'adhérence entre le métal et le polymère s'obtient essentiellement par ancrage mécanique.

Dans le cas de pièces pour lesquelles des aciers à haute limite d'élasticité sont généralement employés, il n'est pas vraiment gênant de faire des trous, même si cette structure est porteuse. C'est la raison pour laquelle, la technologie hybride est aujourd'hui intensivement employée dans l'automobile pour des applications semi-structurelles telles que les façades avant techniques [Grujicic, 2007]. Par contre si on imagine, dans un contexte d'allègement, l'utilisation d'autres matériaux tels que les composites, la présence de trous n'est pas conseillée.

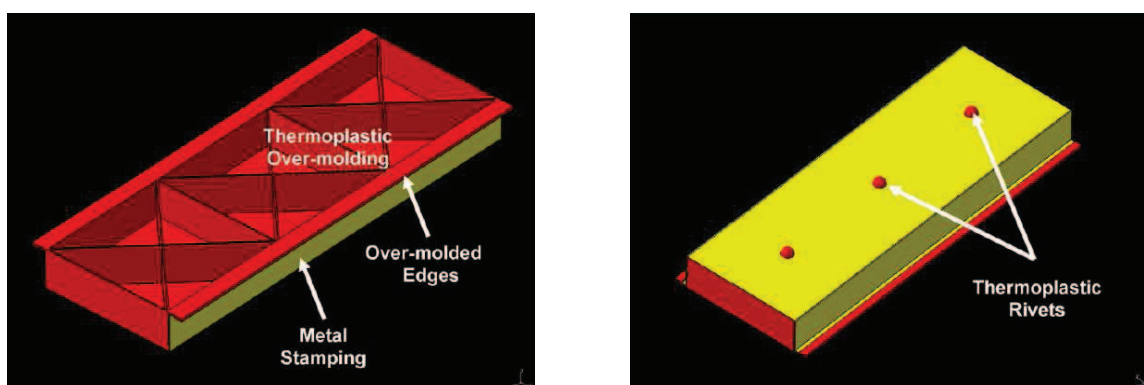


Figure 1.1 Deux vues d'une solution prototype PMH mettant en évidence la complémentarité de l'insert métallique estampé/troué et du polymère surmoulé [Grujicic, 2007].

I.3 Problèmes et objectifs de l'étude

Afin de lever cet obstacle, on se propose d'améliorer l'adhérence entre le substrat et le plastique de surmoulage par un traitement de la surface du substrat par plasma atmosphérique. Le but de cette méthode est d'augmenter l'adhérence et d'éviter les trous dans le substrat.

L'objectif du projet ASPOME est d'étendre l'utilisation de la technologie hybride aux pièces structurelles en utilisant la technique du plasma atmosphérique. Le traitement de surface par plasma a été envisagé pour atteindre une force d'adhérence en cisaillement entre le thermoplastique injecté et l'insert entre 10 et 20 MPa. Les paramètres de traitement de la surface par plasma d'air qui ont été retenus sont la vitesse de balayage, la distance entre le substrat et la torche plasma et le nombre de passages de la torche. Enfin, les mécanismes d'endommagement observés à l'interface entre le composite injecté et le substrat traité en surface ont été étudiés pour établir un critère de rupture suffisamment fiable en terme de dimensionnement.

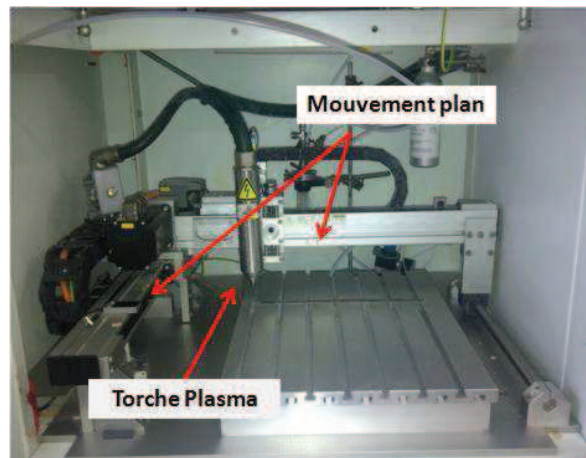


Figure 1-2 La machine de traitement plasma

Chapitre II

Présentation des matériaux

Ce chapitre présente d'abord une introduction assez générale des matériaux composites et du polymère injecté. Il se focalise ensuite sur les matériaux de l'étude.

Sommaire

II.1 Introduction

II.1.1 Propriétés des matériaux composites

II.1.1.1 Classification des matériaux composites

II.1.1.2 Les fibres de verre

II.1.1.3 Les matrices

II.1.1.4 Les composites tissés, notion d'architecture

II.1.2 Les thermoplastiques renforcés

II.2 Les matériaux de l'étude

II.2.1 Les matériaux du substrat

II.2.2 Les matériaux de surmoulage

II.3 Conclusion

II.1 Introduction

Ce chapitre présente de manière assez générale les propriétés des matériaux composites et des matériaux thermoplastiques renforcés pour ensuite s'attarder sur les matériaux de l'étude : les matériaux du substrat et ceux du surmoulage.

II.1.1 Propriétés des matériaux composites

En France comme dans le monde, la production de matériaux composites se développe rapidement, environ +6 % en masse par an. Ces matériaux sont surtout utilisés dans des structures hautes performances, notamment dans les domaines aéronautique, aérospatial, offshore et automobile. Bien que leur coût soit plus élevé que celui des matériaux traditionnels, ils apportent trois avantages : (i) un rapport masse/rigidité/résistance souvent meilleur que celui des solutions métalliques, (ii) un dimensionnement pouvant être optimisé en fonction de la sollicitation (en orientant les renforts dans la direction des efforts) et enfin (iii) une faible sensibilité à la fatigue et à la corrosion.

Par définition, un matériau composite est constitué d'une matrice organique (polymère thermodurcissable ou thermoplastique) et d'un renfort fibreux. Les renforts les plus couramment utilisés sont les fibres, généralement de verre, de carbone ou d'aramide. Un agent de liaison, dit ensimage est souvent employé pour améliorer l'adhésion fibre matrice (interface de la Figure 2-1). Des charges et des additifs de quelques microns peuvent être ajoutés au composite afin de modifier une des propriétés de la matière, conductivité électrique, dissipation aux chocs.

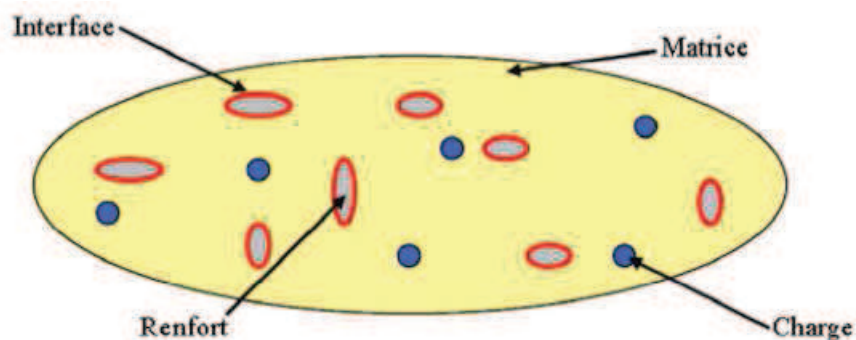


Figure 2-1 Représentation schématique d'un matériau composite, [Car, 2004]

II.1.1.1 Classification des matériaux composites

Les composites peuvent être classés par la forme des renforts, (Figure 2-2), [Reinhart et Clements, 1993], [Gürdal et al., 1999]

- **Composites à renforts de particules** : Le renfort est considéré comme une particule si toutes ses dimensions sont approximativement égales et petites devant les autres dimensions du matériau ;
- **Composites à renforts de paillettes** : Les paillettes ont une de leur dimension très faible par rapport aux autres dimensions. La dispersion de ces « particules minces » est généralement aléatoire ;
- **Composites à renforts fibreux** : Une fibre a une longueur bien supérieure aux dimensions de la section transversale. Ce type de composites peut être divisé selon les renforts : en fibres discontinues (courtes) ou en fibres continues (longues) ;
- **Composites stratifiés** : Un stratifié se compose d'au moins deux couches minces de matériau empilé suivant différentes orientations

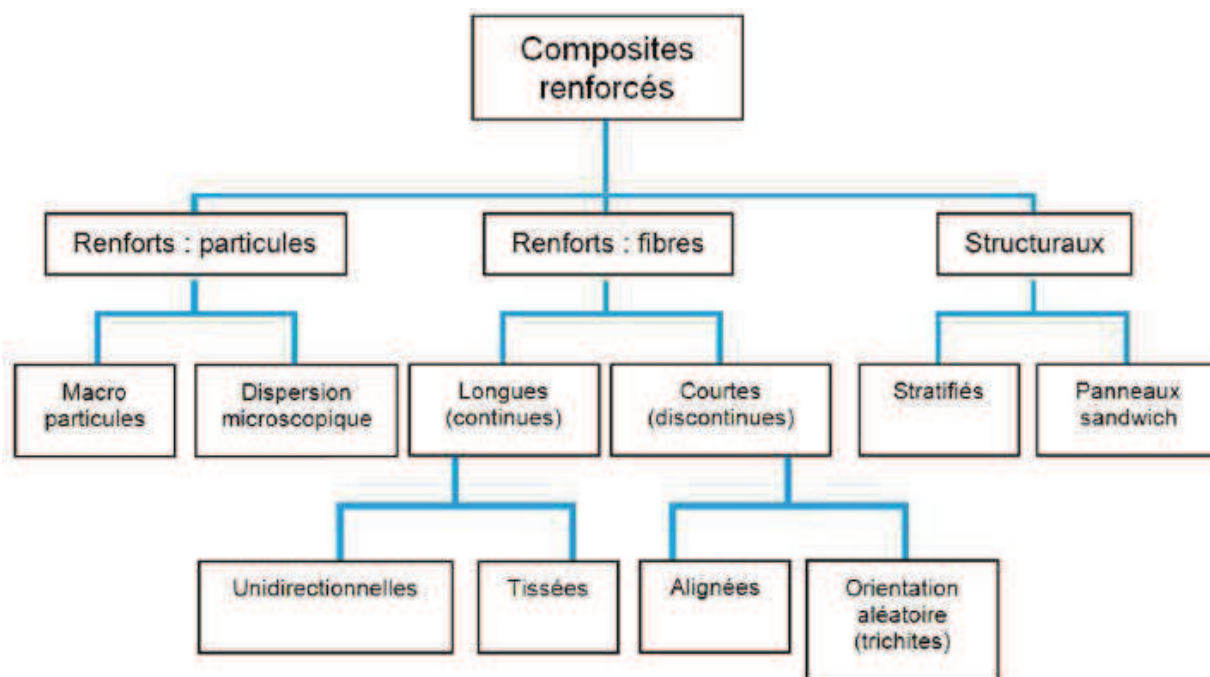


Figure 2-2 Organigramme des différents composites renforcés [Aucher, 2009]

II.1.1.2 Les fibres de verre

Comme nous l'avons indiqué, les fibres de verre sont utilisées pour le renforcement. Elles présentent un comportement élastique linéaire et fragile. Elles sont composées essentiellement de silice (SiO_2), d'un oxyde alcalin (oxyde de sodium) et d'un oxyde alcalino-terreux (oxyde de calcium). La température de fusion du verre est d'environ $1750\text{ }^\circ\text{C}$. Les fibres verre sont de différents types, suivant leur application. Le Tableau 2-1 présente les propriétés des différents types de fibres de verre.

Type	Indications générales
E	A usage général ; bonnes propriétés électriques
D	Hautes propriétés diélectriques (appareillages électroniques à très hautes performances)
A	Haute teneur en alcali
C	Résistance chimique (séparateurs de batterie)
S	Haute résistance mécanique
R	Haute résistance mécanique (aérospatiale, aéronautique ou armement)
AR	Résistant en milieu basique
E-CR	Pour usage en milieu acide

Tableau 2-1 Différents types de fibres de verres

Cependant le verre le plus utilisé pour les renforts est le verre de type E, la raison principale étant qu'il est le moins cher. Le tableau 2-2 présente les caractéristiques mécaniques générales des fibres de verre de type E.

Propriété	Verre type E
Masse Volumique, (kg/m ³)	2600
Contrainte à la rupture en traction, (MPa)	3200 à 3400
Module d'élasticité en traction, (MPa)	72000 à 73000
Déformation à la rupture, (%)	4,6 à 4,8
Coefficient de Poisson	0,22

Tableau 2-2 Propriétés des fibres de verre de type E

II.1.1.3 Les matrices

Les matrices utilisées dans les matériaux composites ont pour rôle de transférer les sollicitations mécaniques aux fibres, de les protéger des diverses conditions environnementales et d'assurer la cohésion des fibres, un rôle très important pour l'homogénéité du composite.

Le type de matrice peut modifier les propriétés du composite. En général, les matrices organiques sont classées en deux groupes :

A) Thermodurcissables tels que les époxy, les polyesters et les phénoliques. Les thermodurcissables ont des propriétés mécaniques élevées. Ces matrices ne peuvent être mises en forme qu'une seule fois. Elles ne peuvent pas être refondues. Le tableau 1-3 présente les caractéristiques des matériaux les plus connus de ce groupe (T_u : température limite d'utilisation).

Résine	$T_u(^{\circ}C)$	$\rho(Kg/m^3)$	$\epsilon_t^R(\%)$	$\sigma_t^R(MPa)$	$\sigma_c^R(MPa)$	$E(GPa)$
Polyesters	60 à 100	1140	2 à 5	50 à 85	90 à 200	2,8 à 3,6
Phénoliques	250	1200	2,5	40	250	3 à 5
Epoxy	190	1100 à 1500	2 à 5	60 à 80	250	3 à 5

Tableau 2-3 Caractéristiques des résines thermodurcissables [Gornet, 2008]

B) Thermoplastiques tels que le polyamide, le PVC et le polypropylène qui sont en mesure d'être réchauffés et réutilisés à plusieurs reprises. L'emploi des matrices thermoplastiques présente beaucoup d'avantages par rapport aux matrices thermodurcissables :

- La durée de mise en œuvre par injection des thermoplastiques peut être courte ;
- La possibilité de recyclage ;
- De nouvelles techniques fiables existent pour souder les pièces thermoplastiques ;
- La facilité de stockage sous forme de semi produits à température ambiante ;
- Une meilleure tenue à la fatigue et la résistance à la corrosion ;
- Les thermoplastiques sont plus résistants à l'impact.

Certains polymères thermoplastiques peuvent résister à des températures élevées (260 °C dans le cas du Polyamide 66). Cependant, l'application des matrices thermoplastiques peut poser des problèmes car leurs propriétés peuvent être altérées en présence d'eau. Ils se moulent facilement et le procédé de mise en œuvre est réalisé en général par injection à haute pression. Ils sont utilisés fréquemment sans renfort [Scarponi et Briotti, 2000].

II.1.1.3.1 La matrice polyamide

Le polyamide est un polymère contenant des fonctions amides [- C (=O) – NH -] résultant d'une réaction de polycondensation entre les fonctions acide carboxylique et amine. Le polyamide (PA) fut rapidement utilisé dans l'industrie textile en particulier pour la fabrication des toiles de parachute, et il est plus connu sous l'appellation de nylon. Chaque nylon est décrit par un ou deux

II. Présentation des matériaux

numéros, comme nylon 6 ou 6,6 sachant que le numéro correspond au nombre d'atomes de carbone dans les monomères d'acide et d'amine, (Figure 2-3). Les caractéristiques du polyamide 6 sont présentées dans le tableau 2-4.

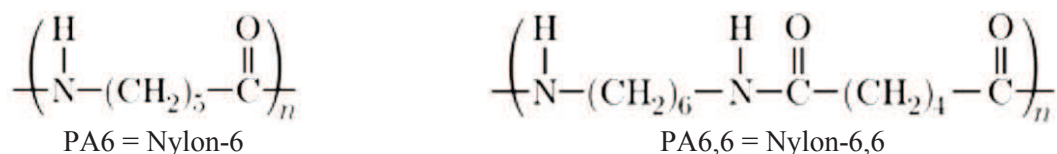


Figure 2-3 Structure moléculaire du PA6 et du PA6,6

Propriété	PA6
Masse volumique, (kg/m ³)	1130
Module d'Young, (MPa)	1200 à 3400
Déformation à la rupture, (%)	300
Contrainte à la rupture, (MPa)	40
Température max d'utilisation en continu, (°C)	80 à 180

Tableau 2-4 Propriétés et caractéristiques du polyamide 6 (PA6) à température ambiante
Résultats de traction à une vitesse de 5 mm/min.

II.1.1.3.2 La matrice polypropylène

Le polypropylène (PP) est un polymère thermoplastique semi-cristallin de grande consommation. C'est un thermoplastique de la famille des Polyoléfinés développé en 1957 par Montecatini. Le polypropylène est utilisé dans de nombreuses applications comme les sachets, les films et les pièces d'automobile, par exemple les pare-chocs. Il est très facilement recyclable. Le tableau 2-5 présente les propriétés et caractéristiques du polypropylène (PP).

Propriété	PP
Masse volumique, (kg/m ³)	900 à 910
Module d'Young, (MPa)	1200 à 1700
Déformation à la rupture, (%)	100 à 600
Contrainte à la rupture, (MPa)	31 à 42
Température de service Max, (°C)	90 à 110

Tableau 2-5 Propriétés et caractéristiques du polypropylène (PP) à température ambiante

II.1.1.4 Les composite tissés, notion d'architecture

Les matériaux composites à base de plis en textile, aussi appelés « composites tissés », ont été développés pour remplacer le composite de base unidirectionnel. Le composite unidirectionnel a pour inconvénients la mauvaise résistance à l'impact, la mauvaise tolérance aux délaminages etc. [Nimdm, 2009]. Les composites tissés présentent les avantages suivants [Nicoletto et Riva, 2004], [Kelkar et al., 2006], [Alif et al., 1998] :

- Amélioration de la résistance à l'impact ;
- Amélioration des propriétés mécaniques hors des plans de stratification ;
- Augmentation de la tenue à l'endommagement, notamment au délaminage en raison de la Possibilité de coutures perpendiculaires aux plis ;
- Augmentation de la stabilité des structures en température.

Néanmoins, la rigidité et la résistance de ces composites tissés sont dépendantes des paramètres suivants :

- les caractéristiques des fibres et de la matrice ;
- les paramètres de l'architecture des composites tissés : type de tissage, densité de torons, l'angle d'ondulation ...

De nombreuses pièces composites sont réalisées à l'aide de tissus ou de composites tissés. Dans ces structures, les fibres sont tressées ou alignées en "câbles" nommés torons ou simplement fils, comptant chacun quelques centaines ou milliers de fibres. Ces fils sont ensuite tissés suivant des motifs. Les fils positionnés dans le sens de la longueur de tissu s'appellent la chaîne, Les fils positionnés dans le sens perpendiculaire s'appellent la trame, (Figure 2-4). On peut distinguer différents modes d'entrecroisement, (armure), le taffetas, le satin, le sergé, etc., (Figure 2-5).

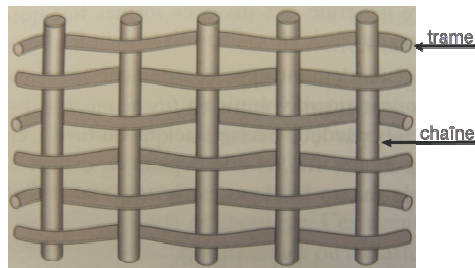


Figure 2-4 Chaîne et trame d'un tissu [Berthelot, 2012]

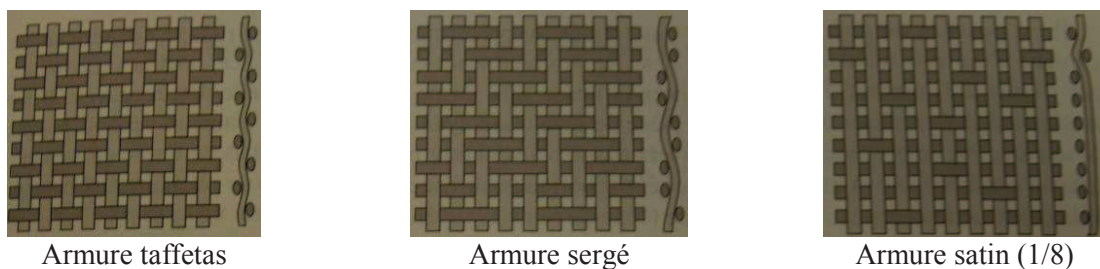


Figure 2-5 Les principaux types d'armures utilisées pour le tissage des tissus [Berthelot, 2012]

II.1.2 Les thermoplastiques renforcés

De manière générale, le thermoplastique renforcé est un matériau composite comportant des renforts, (fibres de verre), noyés dans la matrice, (Figure 2-6). Pour le matériau composite, la géométrie des fibres, (fibres longues ou courtes), le type, (carbone ou verre), l'orientation, la concentration, le taux de charges, le degré d'adhésion entre les fibres et la matrice ainsi que la structure de la matrice, sont des paramètres qui peuvent modifier les propriétés mécaniques [Ferreira et al., 2007].

Les propriétés, du polymère utilisé pour le thermoplastique renforcé, dépendent de la nature chimique, de la morphologie et de l'état physique de sa matrice. La phase amorphe et la phase cristalline ne présentent pas les mêmes comportements. De façon générale, la phase cristalline est beaucoup plus compacte et beaucoup plus rigide. Enfin le polymère ne présente pas les mêmes caractéristiques dans ses différents états physiques. Par exemple le polymère à l'état vitreux est beaucoup plus rigide qu'à l'état caoutchoutique.

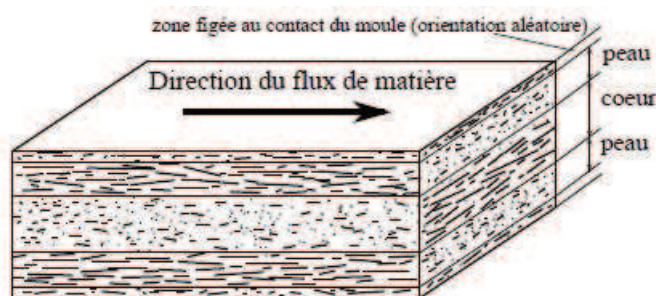


Figure 2-6 Représentation schématique du thermoplastique renforcé

II.2 Les matériaux de l'étude

Dans cette partie, nous présentons les propriétés physiques des matériaux étudiés. Les matériaux de l'étude peuvent être divisés en deux familles :



- Le substrat, qui est un matériau composite tissé en fibres de verre;
- Les matériaux de surmoulage, qui sont du polyamide (PA6) renforcé de fibres courtes (fibre de verre) ou du polypropylène (PP) renforcé de fibres de verre courtes.

II.2.1 Les matériaux du substrat

Les quatre matériaux composites utilisés dans cette étude sont présentés dans le Tableau 2-6. Ce sont:

- Un composite tissé de verre/PA6 (TEPEX 102-RGUD600/47% BOND LAMINATES) ;
- Un composite tissé de verre/PP (TEPEX 104-RG600/47 % BOND LAMINATES) ;
- Un composite tissé de verre/PA6 (Evolite) ;
- Un composite stratifié de verre/PA6 (BAYCOMP 0/90/0/0/90/0).

Les surfaces des quatre types de matériaux de substrat seront traitées par une technique de plasma d'air, afin d'améliorer l'adhérence d'un thermoplastique injecté. Les meilleures conditions de traitement seront recherchées pour augmenter l'adhérence du thermoplastique injecté.

	Marque et série	Fibres et Matrice	Type d'armure	Chaine : Trame	Masse volumique (g/cm ³)	Fraction volumique (%)
	BOND LAMINATES (TEPEX 102)	Verre et PA6	Tissé – sergé	80 : 20	1.8	47
	BOND LAMINATES (TEPEX 104)	Verre et PP	Tissé - sergé 2/2	50 : 50	1,68	47


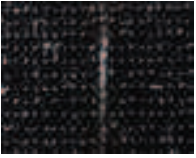
	Rhodia (Evolite)	Verre et PA6	Tissé – sergé	80 : 20	-	-
	BAYCOMP	Verre et PA6	Stratifié – (0/90/0) ₂	-	-	-

Tableau 2-6 Caractéristiques des composites fournies par les fabricants

II.2.2 Les matériaux de surmoulage

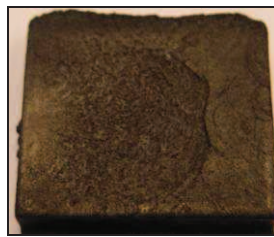
Le matériau de surmoulage est un polyamide 6, (PA6), renforcé de fibres de verre courtes à 35% en masse ou 20% en volume (PA6-GF35) et du polypropylène surmoulé sur du STAMAX.

Les polyamides 6 proviennent de deux fabricants :

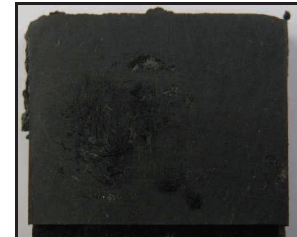
- Polyamine 6 renforcé « C246 SIV 30 » de chez « Rhodia » ;
- Polyamine 6 renforcé « XA 3232 BK » de chez « BASF ».



C246SIV @ Rhodia



XA 3232 BK @ BASF



STAMAX @ SABIC

Figure 2.7 Les matériaux de surmoulage de l'étude

II.3 Conclusion

Nous avons présenté dans ce chapitre les matériaux sur lesquels porte notre étude. Ces matériaux se divisent en deux groupes, les matériaux du substrat et ceux du surmoulage. Les matériaux du substrat se composent de quatre composites tissés et d'un composite stratifié. Tandis que les matériaux de surmoulage se composent de trois types de thermoplastiques renforcés. Les propriétés mécaniques et physiques de l'assemblage de ces matériaux seront étudiées par des essais de traction sur éprouvettes de simple recouvrement et par l'essai Arcan-Mines afin de connaître la loi de comportement et les propriétés de leur interface.

Chapitre III

Caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux composites

Ce chapitre a pour objectif de caractériser le comportement des matériaux du substrat, à savoir le composite tissé et les matériaux de surmoulage (Polyamide 6 renforcé).

Sommaire

II.1 Introduction

- III.1.1 Les échelles usuelles de travail
- III.1.2 Les différents repères liés aux stratifiés
- III.1.3 Comportement mécanique des plis tissés / stratifiés tissés
- III.1.4 Endommagement et mécanismes d'endommagement
- III.1.5 Elaboration des matériaux thermoplastiques renforcés

III.2 Détermination des propriétés physiques : fraction volumique (Vf)

III.3 Essais de traction sur le composite tissé et thermoplastique renforcé

- III.3.1 Objectifs
- III.3.2 Moyen d'essais
- III.3.3 Eprouvettes et moyens d'essais
- III.3.4 Résultats d'essais

III.4 Essais en cisaillement hors plan par l'essai d'Arcan-Mines sur le composite tissé et le matériau surmoulé

- III.4.1 Objectifs
 - III.4.2 Eprouvettes, dispositif Arcan-Mines et moyens d'essais
 - III.4.3 Technique de corrélation d'images
 - III.4.4 Résultats d'essais
-

III.1 Introduction

Ce chapitre présente le comportement des matériaux du substrat et des matériaux de surmoulage. L'objectif est de déterminer pour chacun d'eux, leurs propriétés mécaniques et physiques. Pour commencer, nous avons mesuré leurs fractions volumiques de fibres puis nous avons caractérisé leur comportement par des essais mécanique réalisés à température ambiante, soit sur le pli composite à l'aide d'éprouvettes découpées selon les directions : 0° , 90° et 45° , soit sur éprouvettes haltères pour les matériaux de surmoulage. Notons que toutes les éprouvettes ont été déshydratées à 50°C pendant une semaine en étuve avec gel de silice pour avoir toujours les mêmes conditions d'humidité résiduelles. Cette procédure vient du fait que les matériaux utilisés sont très sensibles aux conditions environnementales, notamment l'humidité.

III.1.1 Les échelles usuelles de travail

Comme indiqué en Figure 3-1, les échelles de travail sont classées selon trois niveaux:

- l'échelle macroscopique qui ne distingue pas les couches de la séquence d'empilement et voit la stratification dans sa globalité comme une entité homogène ;
- l'échelle mésoscopique qui est celle des mèches constituant le renfort. Cette échelle met en évidence les motifs de tissage, les formes et caractéristiques des mèches que l'on considère comme continues ;
- l'échelle microscopique qui distingue les fibres de la matrice et voit les hétérogénéités les plus fines au sein du matériau ;

Cependant dans cette étude, on va travailler à l'échelle macroscopique, le matériau des plaques composites étant orthotrope.

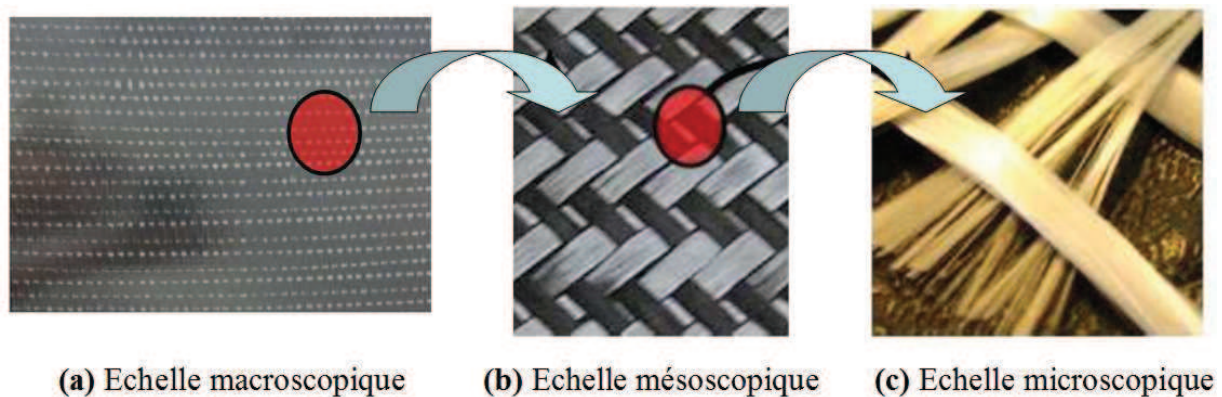


Figure 3-1 Echelle de travail d'un composite

III.1.2 Les différents repères liés aux stratifiés

De manière générale, les stratifiés pour applications structurales, sont constitués de plis composites unidirectionnels (UD) ou de plis ayant pour base un tissage. Afin de préciser l'orientation de chacun des plis, on définit en premier lieu un repère orthonormé de référence $R = (O, \bar{x}_1, \bar{x}_2, \bar{x}_3)$, associé au stratifié. Le vecteur \bar{x}_1 définit la direction à partir de laquelle on repère les angles des différents plis. Le vecteur \bar{x}_3 définit la direction perpendiculaire au plan du stratifié (Figure 3-2). On définit ensuite $R_{loc}^i = (O, \bar{e}_1^i, \bar{e}_2^i, \bar{e}_3^i)$, repère orthonormé local associé au i -ème pli, en partant du bas de

III. Caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux composites

la stratification. Le vecteur \bar{e}_1^i définit la direction des fibres et on pose : $\theta_i = (\bar{x}_1, \bar{e}_1^i)$. Enfin, la description d'un stratifié constitué de l'empilement de n plis identiques mais désorientés d'angles $\theta_1, \theta_2, \dots, \theta_i, \dots, \theta_n$ en partant du bas, est usuellement réalisée au travers de l'écriture de la séquence d'empilement de la manière suivante : $(\theta_1^\circ, \theta_2^\circ, \dots, \theta_i^\circ, \dots, \theta_n^\circ)$.

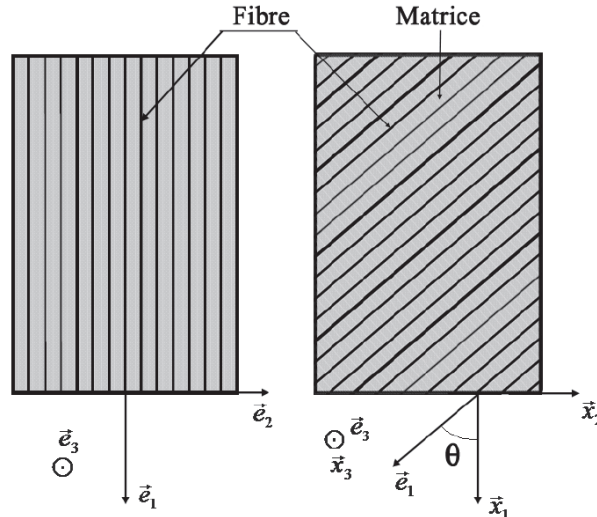


Figure 3-2 Repère global d'un stratifié et repère local d'un pli unidirectionnel [Nimdum, 2009]

Pour le composite tissé, les plis à base de tissus sont constitués de fils unidirectionnels assemblés en torons croisés à 90° , les uns dans le sens chaîne, les autres sans le sens trame. Ces plis possèdent dans un repère local noté $R = (O, \bar{e}_1, \bar{e}_2, \bar{e}_3)$, trois plans de symétrie orthogonaux deux à deux. Les directions principales \bar{e}_1 et \bar{e}_2 seront prises respectivement suivant la direction chaîne et la direction trame. La direction \bar{e}_3 est orthogonale au plan du pli. Pour préciser l'orientation des torons, on définit un repère orthonormé de référence associé au stratifié noté $R = (O, \bar{x}_1, \bar{x}_2, \bar{x}_3)$. Le vecteur \bar{x}_1 définit la direction principale de stratifié à partir de laquelle on mesure la désorientation des torons ($\theta_i = (\bar{x}_1, \bar{e}_e)$). Le vecteur \bar{x}_3 définit la direction perpendiculaire au plan du stratifié. La description du stratifié est également réalisée dans le repère global en décrivant la séquence d'empilement des plis de la manière suivante : $(\theta_1^\circ, \theta_2^\circ, \dots, \theta_i^\circ, \dots, \theta_n^\circ)$ (Figure 3-3).

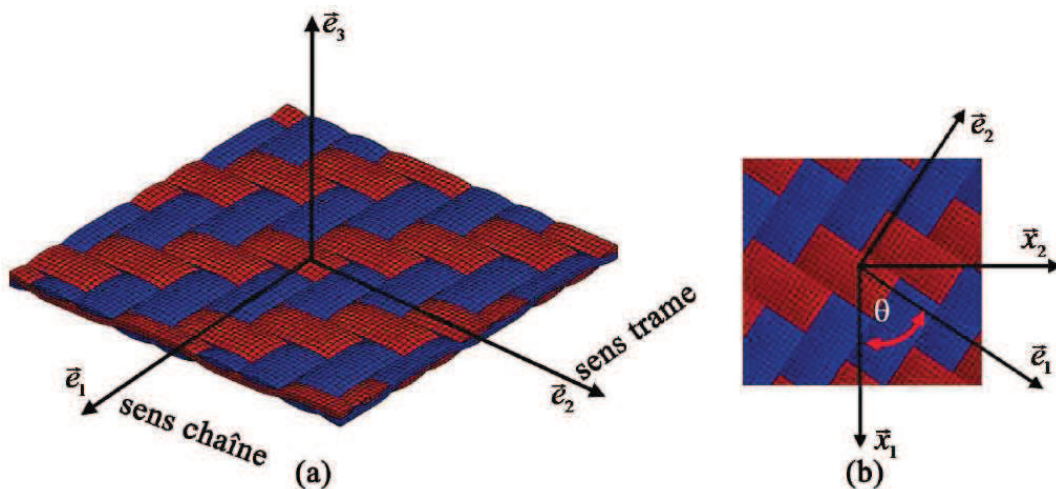


Figure 3-3 Repère global d'un stratifié et repère local d'un pli tissé [Nimdum, 2009]

III.1.3 Comportement mécanique des plis tissés / stratifiés tissés

On suppose que le comportement du matériau composite de chacun des plis est considéré comme homogène. Le pli présente trois plans de symétrie orthogonaux deux à deux et donc dans le domaine non endommagé, se comporte comme un matériau orthotrope. Ce comportement peut être décrit par des constantes de rigidité C_{ij} (avec $i, j = 1, 2, 3$) ou de souplesse S_{ij} . La loi de Hooke s'écrit alors avec la notation de Voigt sous la forme matricielle suivante :

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{21} & C_{31} & 0 & 0 & 0 \\ C_{12} & C_{22} & C_{32} & 0 & 0 & 0 \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \Leftrightarrow \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{21} & S_{31} & 0 & 0 & 0 \\ S_{12} & S_{22} & S_{32} & 0 & 0 & 0 \\ S_{13} & S_{23} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{III.1})$$

Les trois modules d'élasticité (E_1, E_2, E_3), les trois coefficients de Poisson ($\nu_{12}, \nu_{13}, \nu_{23}$) et les trois modules de cisaillement (G_{12}, G_{13}, G_{23}) sont directement liés aux constantes de la matrice de souplesse. Et par définition, les matrices de souplesse et de rigidité sont symétriques ce qui implique que $S_{12} = S_{21}, S_{13} = S_{31}$ et $S_{23} = S_{32}$. On a donc la relation supplémentaire suivante :

$$\frac{\nu_{21}}{E_2} = \frac{\nu_{12}}{E_1}, \frac{\nu_{31}}{E_3} = \frac{\nu_{13}}{E_1}, \frac{\nu_{23}}{E_2} = \frac{\nu_{32}}{E_3} \quad (\text{III.2})$$

A partir des équations (III.1) et (III.2), on obtient la matrice d'élasticité suivante :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{12}}{E_1} & -\frac{\nu_{13}}{E_1} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{13}}{E_1} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_3} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (\text{III.3})$$

Pour déterminer expérimentalement les modules dans le plan, des essais de traction monotones sur des éprouvettes parallélépipédiques découpées à 0° , 90° et 45° dans une plaque composite unidirectionnelle ont été réalisés.

III.1.4 Endommagement et mécanismes d'endommagement

D'une manière générale, la ruine des matériaux composites n'est pas initiée par un unique mécanisme d'endommagement, mais elle est la conséquence de l'accumulation de plusieurs modes de dégradations qui conduisent à l'apparition de défauts locaux. Il existe plusieurs types

III. Caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux composites

d'endommagement au sein d'une structure stratifiée de plis unidirectionnels (UD) ou tissés qui se révèlent à différentes échelles d'observation [Bon, 2005]. Les plus significatifs sont les suivants :

- à l'échelle **microscopique** apparaissent les ruptures d'adhérence entre les fibres et la matrice : c'est le phénomène de décohésion fibre/matrice (Figure 3-4) ;
- à l'échelle **mésoscopique**, on observe l'apparition de nombreuses fissures intra-laminaires mais également la rupture de fibres qui intervient au stade ultime de la ruine du matériau ;
- à l'échelle **macroscopique**, on observe le phénomène de décollement de l'interface entre plis : c'est le délaminage.

Pour les matrices renforcées de fibres de verre coupées, les phénomènes d'endommagement observés sont la décohésion fibre/matrice mais aussi la fissuration matricielle.

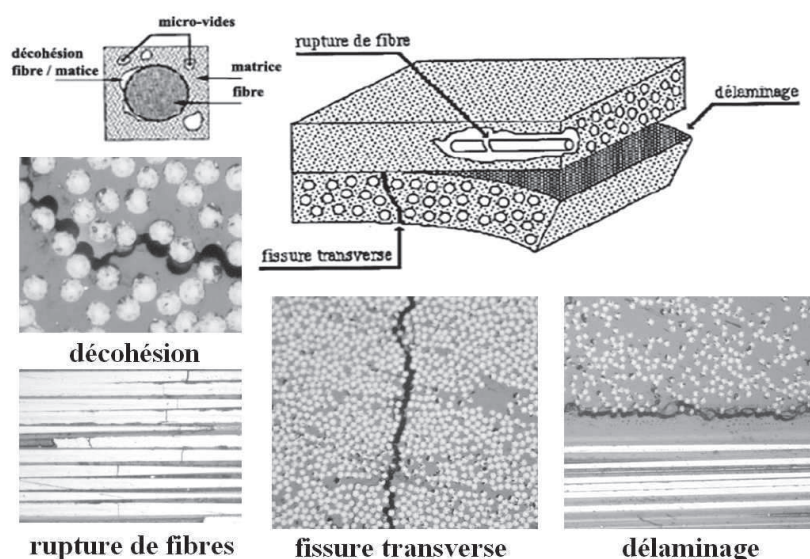


Figure 3-4 Représentation des différents endommagements dans un composite stratifié à plis unidirectionnels [Thionnet et al., 2003]

III.1.5 Elaboration de matériaux thermoplastiques à fibres courtes

Les composites étudiés sont constitués d'une matrice polymère thermoplastique renforcée de fibres courtes. Ils sont très utilisés dans l'industrie automobile et mis en œuvre par procédé d'injection. L'orientation du renfort se fait lors de l'écoulement. Le procédé influe localement sur la répartition et l'orientation des fibres. Ces inhomogénéités provoquent une variation des propriétés du matériau d'un point à un autre de la pièce.

En général, une plaque injectée d'un matériau thermoplastique renforcé par des fibres, a différentes couches : (i) la peau, (ii) la zone sous-cutanée et (iii) le cœur [Akay et Barkley, 1991], [Matsuoka et al., 1990] (Figure 3-5). L'orientation des fibres dans les différentes couches du matériau diffère selon leur position par rapport à la surface. Dans les zones sous-cutanées, les fibres sont orientées dans la direction de l'écoulement de la matière dans le moule et à cœur dans sa direction perpendiculaire. L'orientation dépend aussi de l'épaisseur de la pièce [Horst et Spoormaker, 1990].

La vitesse d'injection peut influencer le nombre de couches dans une plaque. L'injection avec une vitesse lente aboutit à la formation de 5 couches tandis qu'avec une injection rapide le nombre de couches diminue à 3 [Karger-Kocsis, 1990].

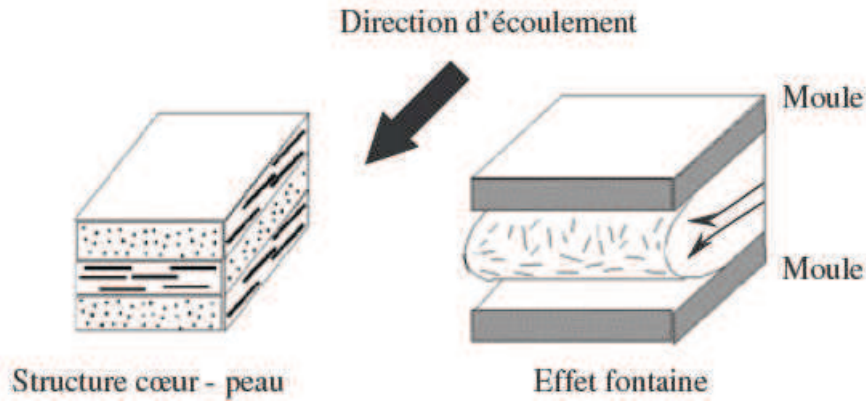


Figure 3-5 Modélisation en trois couches de la structure cœur - peau [Bon, 2005]

La répartition et l'orientation des fibres dans la matrice influence le comportement du matériau en créant des axes de symétries. Dans notre cas le matériau est orthotrope avec des modules d'Young variables selon les directions (Figure 3-6). La méthode que nous avons mise en place permet de prévoir le comportement. Elle sera présentée dans le chapitre 5.

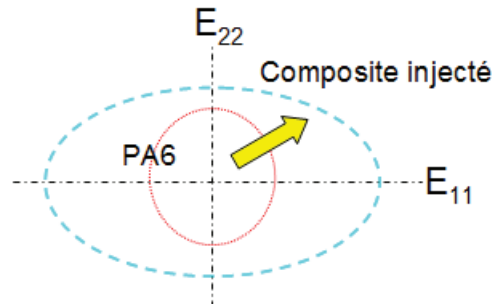


Figure 3-6 Effet des fibres dans la matrice (PA6) sur le module

III.2 Détermination des propriétés physiques : fraction volumique (Vf)

Pour cette étude, la pyrolyse a été employée pour déterminer la fraction volumique des fibres pour les matériaux substrat et les matériaux surmoulés. Des échantillons de matériaux substrat ont été découpés dans plusieurs zones d'une plaque composite, des échantillons de matériaux surmoulés ont été découpés dans des éprouvettes de simple recouvrement, (Figure 3-7). Les échantillons sont pesés avant et après pyrolyse. Ils passent ensuite dans un four à 650 C° pendant trois heures, afin de s'assurer de la disparition de toute résine. A partir du poids des fibres, de celui de la résine par différence entre le composite et les fibres, les fractions volumiques et les densités sont déterminés à partir des formules suivantes :

$$P_c = P_f + P_m \quad (III.4)$$

$$\underline{P}_m = \frac{P_m}{P_c} \quad (III.5)$$

$$\underline{P}_f = \frac{P_f}{P_c} \quad (III.6)$$

$$\rho_c = \frac{1}{\left(\frac{\underline{P}_f}{\rho_f} + \frac{\underline{P}_m}{\rho_m} \right)} \quad (III.7)$$

III. Caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux composites

$$V_f = \frac{P_c}{\rho_f} \frac{P_f}{P_m} \quad (\text{III.8})$$

Où P_c, P_f et P_m sont respectivement les masses du composite, des fibres et de la résine

ρ_c, ρ_f et ρ_m sont respectivement les masses volumiques du composite, des fibres et de la résine

V_f est la fraction volumique de fibres

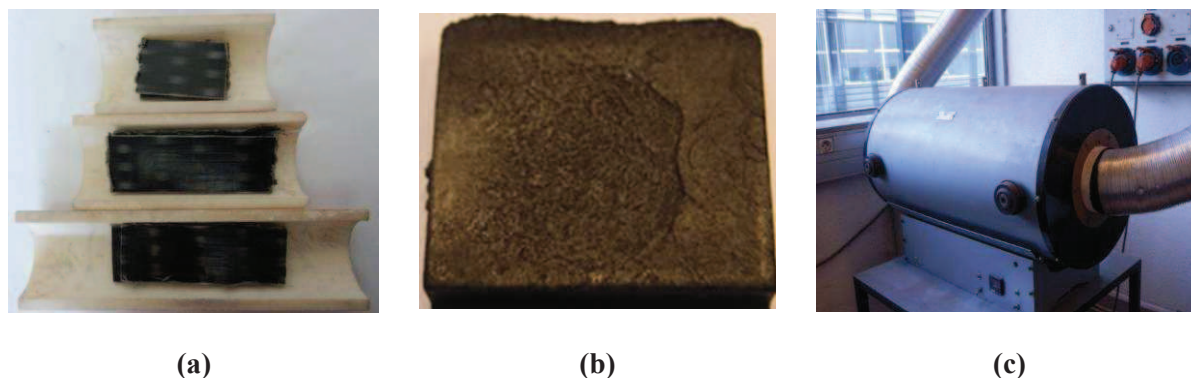


Figure 3-7 Géométrie des éprouvettes et four électrique à pyrolyse : (a) Echantillons composites découpés, (b) Echantillon PA6 renforcé et (c) Four à haute température

Les résultats des pyrolyses sont présentés dans le Tableau 3-1, le Tableau 3-2 et la Figure 3-8:

	BOND LAMINATES TEPEX 102	BOND LAMINATES TEPEX 104	Rhodia (Evolite)	BAYCOMP
Masse volumique de la matrice (g/cm ³), donnée	1,13 (PA6)	0,85 (PP)	1,13 (PA6)	1,13 (PA6)
Masse volumique des fibres (g/cm ³), donnée	2,6	2,6	2,6	2,6
Masse volumique du composite (g/cm ³), Essais	1,79	1,67	1,91	1,70
Vf des fibres (%), Essais	44,6	46,6	52,8	38,4
Vf des fibres(%), donnée	47	47	-	40

Tableau 3-1 Récapitulatif des résultats de pyrolyses des composites

	Rhodia (C246SIV)	BASF (XA 3232 BK)
Masse volumique du PA6 (g/cm ³), donnée	1,13	1,13
Masse volumique des fibres (g/cm ³), donnée	2,6	2,6
Masse volumique du PA6 renforcé (g/cm ³)	1,35	1,40
Vf des fibres (%)	16,3	19,9

Tableau 3-2 Récapitulatif des résultats de pyrolyses des PA6 renforcés






				
BOND LAMINATES TEPEX 102	BOND LAMINATES TEPEX 104	Rhodia (Evolite)	BAYCOMP	PA6 renforcé

Figure 3-8 Architecture du tissage pour chaque type d'échantillon

III.3 Essais de traction sur le composite tissé et le thermoplastique renforcé

III.3.1 Objectifs

Pour déterminer les caractéristiques mécaniques des substrats (composite tissé et stratifié) et des matériaux de surmoulage (composite injecté), à l'état sec (étuvage à 50°C pendant une semaine avant essai) et à température ambiante, un nombre significatif d'essais de traction ont été réalisés.

III.3.2 Moyen d'essais

Les essais de traction quasi-statiques ont été réalisés sur une machine INSTRON® (modèle 5982) de capacité 100 kN (Figure 3-9). Le pilotage d'un essai se fait en contrôle de déplacement pour l'essai de traction. Pour chaque essai, l'éprouvette est équipée de différentes techniques de suivi des déformations : un extensomètre mécanique dans le sens longitudinal, une jauge de déformation dans le sens transversal et d'un suivi par AVE (Advanced Vidéo Extensomètres) pour les deux sens de déformations.

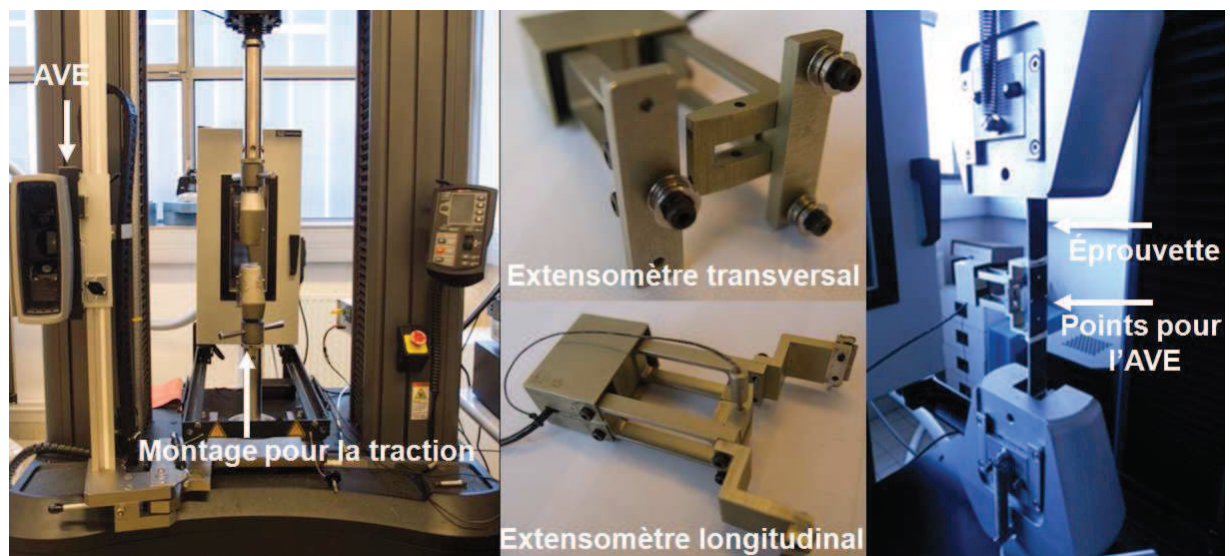


Figure 3-9 Machine de traction INSTRON®, montage expérimental de traction et extensomètres

III.3.3 Eprouvettes et moyens d'essais

Dans cette étude, on peut distinguer deux groupes d'éprouvettes: le premier groupe correspond au matériau du substrat. Il comprend des éprouvettes issues de plaques composites. Le deuxième groupe correspond au matériau de surmoulage. Ce sont des éprouvettes haltères en PA6 renforcé.

A) Echantillon tirés des plaques composites

Quatre matériaux composites ont été testés dans ce groupe. Tous se présentent sous forme de plaques. Selon la norme NF EN ISO 2561, des éprouvettes rectangulaires ont été découpées dans ces plaques selon différentes directions par rapport aux fibres, (Figure 3-10), de façon à caractériser le comportement anisotrope. Cette découpe correspond à la géométrie présentée ci-dessous (Figure 3-11 et Tableau 3-3). Pour éviter tout endommagement dans les mors lors de l'essai, des talons en verre-résine ont été collés moyennant une colle époxy (Araldite 2011). Afin d'avoir un bon collage entre les talons et le composite, toutes les surfaces en contact, talons et éprouvette, ont été nettoyées puis polies

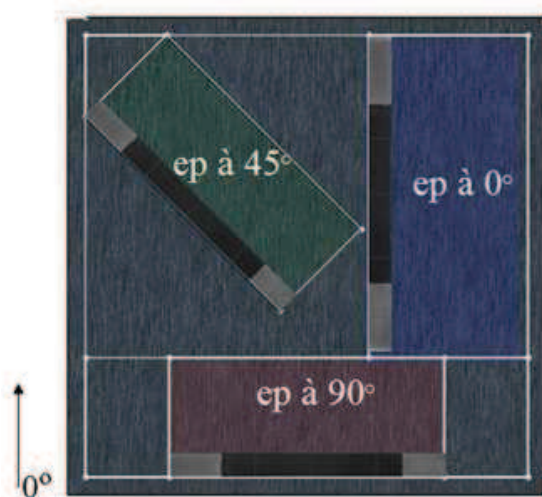


Figure 3-10 Découpe des éprouvettes dans les plaques unidirectionnelles et stratifiées

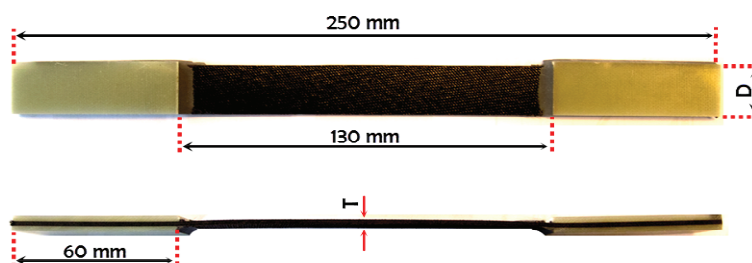


Figure 3-11 Géométrie des éprouvettes

Composite	Longueur de référence	
	D (mm)	T (mm)
BOND LAMINATES TEPEX 102	18,7 +/- 0,1	1,52 +/- 0,02
BOND LAMINATES TEPEX 104	37,5 +/- 0,1	1,55 +/- 0,02
Rhodia (Evolite)	17,9 +/- 0,1	1,50 +/- 0,02
BAYCOMP	18,1 +/- 0,1	1,65 +/- 0,02

Tableau 3-3 Dimensions des éprouvettes compte tenue de la taille du VER

B) Echantillons de matériau surmoulé

Ce groupe se compose de 2 matériaux, le C246 SIV, PA6 renforcé par 30 % en masse de verre et le Basf XA3232, PA6 renforcé par 35 % en masse de verre. Les éprouvettes utilisées pour la

III. Caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux composites

caractérisation du comportement de ces matériaux sont conformes à la norme ISO527-2-1A, (Figure 3-12).

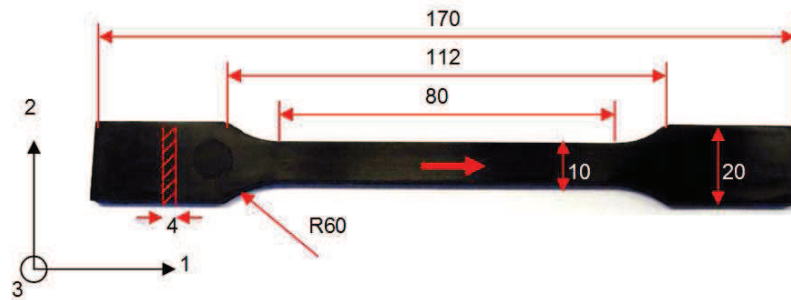


Figure 3-12 Eprouvette de traction type Basf XA3232 (composite injecté)

III.3.4 Résultats d'essais

A) Résultats sur plaques composites

Plusieurs essais de traction ont été réalisés afin de déterminer les différents modules d'élasticité du pli tissé. Nous pouvons calculer la contrainte σ et la déformation ε par les relations suivantes :

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad (\text{III.9}) \quad \text{et} \quad \varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (\text{III.10})$$

où F est la force mesurée, S_0 la section transversale initiale de l'éprouvette, Δl l'allongement mesuré et l_0 la base de mesure initiale du capteur extensométrique. Le module d'élasticité longitudinal E_1 et le coefficient de Poisson ν_{12} sont déterminés par un essai de traction monotone sur une séquence (0°_n). Le module d'élasticité transverse E_2 est déterminé à partir d'un essai de traction monotone à (90°_n). Le module de cisaillement G_{12} est obtenu par un essai de traction monotone à (45°_n) avec la formule suivante :

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{4}{E_{45^\circ}} - \frac{1}{E_1} - \frac{1}{E_2} + 2 \frac{\nu_{12}}{E_1} \quad (\text{III.11})$$

où E_{45} est le module d'élastique longitudinal du pli à (45°_n).

Les courbes de traction (contrainte axiale en fonction des déformations axiale et latérale) pour chaque direction de chaque matériau substrat, (Figure 3-13), ont été utilisées pour déterminer les valeurs du module d'Young, de la limite d'élasticité, du coefficient de Poisson (ν_{12}) ainsi que la contrainte et la déformation à rupture pour les trois directions. Ces valeurs ont été résumées dans le Tableau 3-4 et l'ANNEXE A.

Les résultats montrent que le composite type sergé (80 : 20) de Rhodia, en polyamide 6 renforcé par des fibres de verre à 52,8 % en volume, est le plus résistant des matériaux substrats pour la direction 0° . Ce résultat est en accord avec leur fraction volumique de fibres. Par contre les plaques composites Bond Laminates série TEPEX 104 en polypropylène renforcé par des fibres de verre à 46,6 % en volume, conviennent pour un chargement en biaxial car leur résistance suivant la direction 90° est la plus forte. Ce résultat est en accord avec le type de tissé sergé (50 : 50).

III. Caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux composites

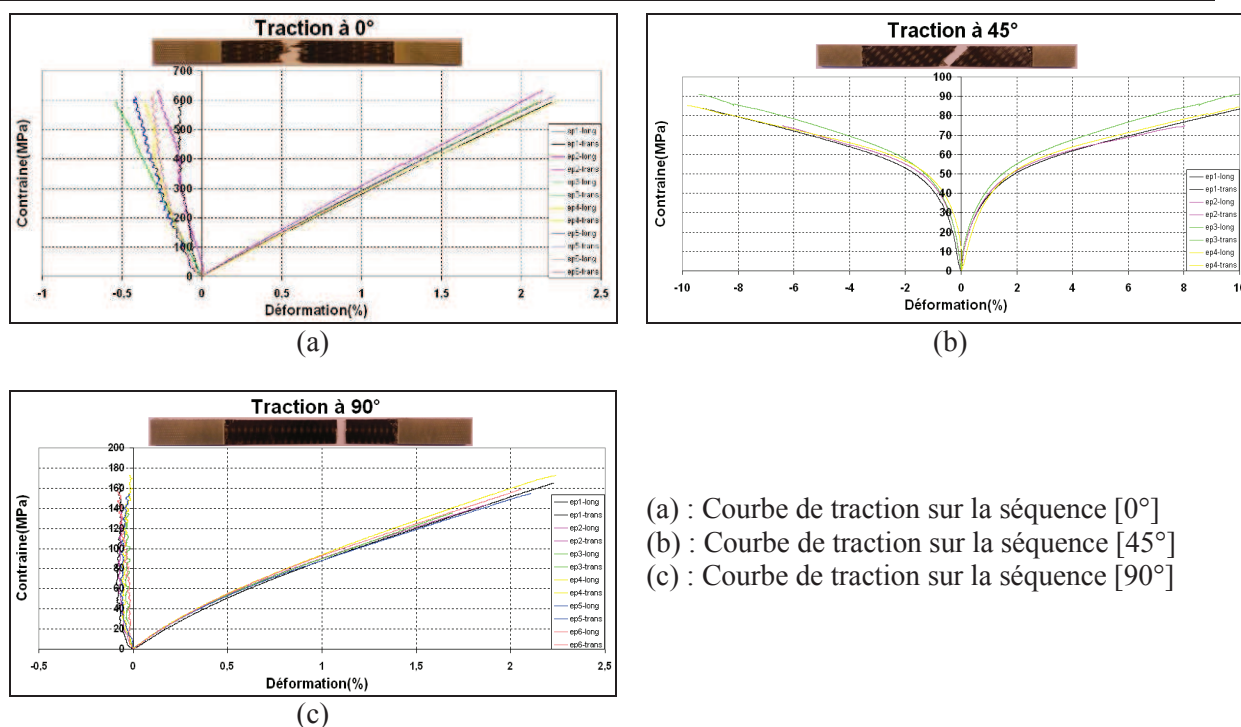


Figure 3-13 Contrainte vs déformation du TEPEX 102-RGUD600/47% BOND LAMINATES (essais à l'ambiante, pré conditionnement 20% d'humidité relative maximum)

	Direction	BOND LAMINATES TEPEX 102	Rhodia (Evolite)	BAYCOMP	BOND LAMINATES TEPEX 104
Contrainte max (MPa)	0°	607,50	792,63	344,30	435,99
	45°	83,70	116,72	97,40	104,23
	90°	159,17	108,77	185,70	289,55
Déformation Max (%)	0°	2,19	2,18	1,68	2,65
	45°	9,22	5,36	18,77	33,78
	90°	2,01	2,34	1,79	1,79
Limite d'élasticité (%)	0°	2,19	2,18	1,68	2,65
	45°	0,25	0,14	0,87	0,82
	90°	0,30	0,22	1,79	1,79
Module de traction (GPa)	0°	30,70	36,60	20,30	20,98
	45°	7,71	10,90	3,50	8,375
	90°	12,61	11,40	10,70	20,80
Module de cisaillement	12	2,38	3,75	0,98	2,55
Coefficient de Poisson	12	0,20	0,27	0,18	0,11

Tableau 3-4 Bilan des propriétés des plaques composite

B) Résultats d'essais sur polyamide 6 renforcé

Les comportements mécaniques des polyamides 6 renforcés sont présentés dans le Tableau 3-5 et la Figure 3-14. Le C246SIV30 de chez Rhodia se présente comme un matériau plus rigide que le XA 3232 BK de BASF. Sa contrainte maximale est 16% plus importante que celle du XA 3232 BK de BASF. Par contre, sa déformation maximale est plus faible que celle du XA 3232 BK de BASF.

	Rhodia (C246SIV)	BASF (XA 3232 BK)
Module de traction (GPa)	8,15	6,93
Contrainte max (MPa)	133,69	117,80
Déformation max (%)	4,11	8,90
Limite d'élasticité (%)	0,69	0,69
Coefficient de Poisson	0,42	0,5

Tableau 3-5 Bilan des propriétés des Polyamide 6 renforcés

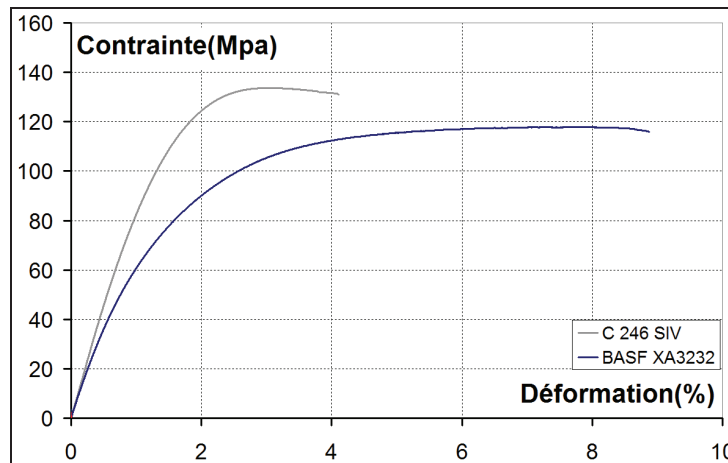


Figure 3-14 Contrainte vs déformation des PA 6 renforcés
(essais à l'ambiante, pré conditionnement 20% d'humidité relative maximum)

III.4 Essais en cisaillement hors plan, essais Arcan-Mines sur le composite tissé et le matériau surmoulé

III.4.1 Objectifs des essais

Afin de déterminer le comportement hors plan (en cisaillement) du matériau substrat (composite tissé) et du matériau de surmoulage (composite injecté), le dispositif Arcan-Mines a été utilisé. L'origine ce dispositif provient des travaux d'Arcan : [Voloshin et al., 1980], [Voloshin et al., 1984] et [Arcan et al., 1978]. Le modèle présenté sur la Figure 3-15 est composé de deux supports angulaires comportant deux embases. Les secteurs des supports angulaires sont percés sur une circonférence de manière à faire varier la direction de sollicitation. L'avantage principal de ce dispositif est de pouvoir solliciter une même géométrie d'éprouvette dans différentes configurations angulaires.

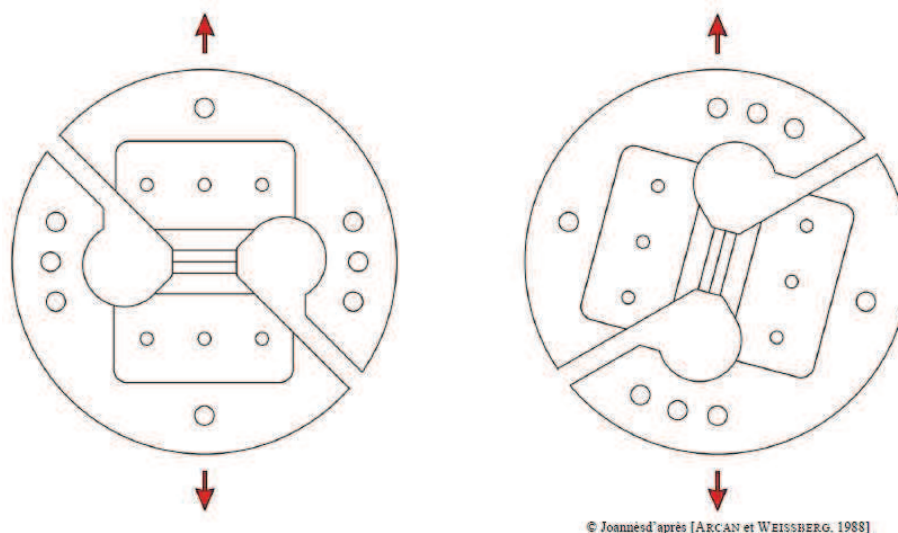


Figure 3-15 Dispositif d'essai permettant de solliciter une éprouvette collée dans différentes configurations angulaires. [Joannès, 2007]

Cependant, le champ des contraintes interfaciales de ce dispositif présente des singularités près des bords libres. Des études issues de Leguillon et Sanchez-Palencia [Leguillon et Sanchez-Palencia, 1987] ont montrées que l'utilisation d'un bec (Figure 3-17) permet d'éliminer la contribution des singularités dues aux effets de bord. En 2005, Cognard *et al* [Cognard et al., 2005] ont proposés un premier montage pour caractériser les assemblages collés. Basé sur le principe du dispositif Arcan, les modifications se sont portées sur la géométrie des éprouvettes et sur le système d'accrochage de celles-ci sur les disques supports: Figure 3-16.

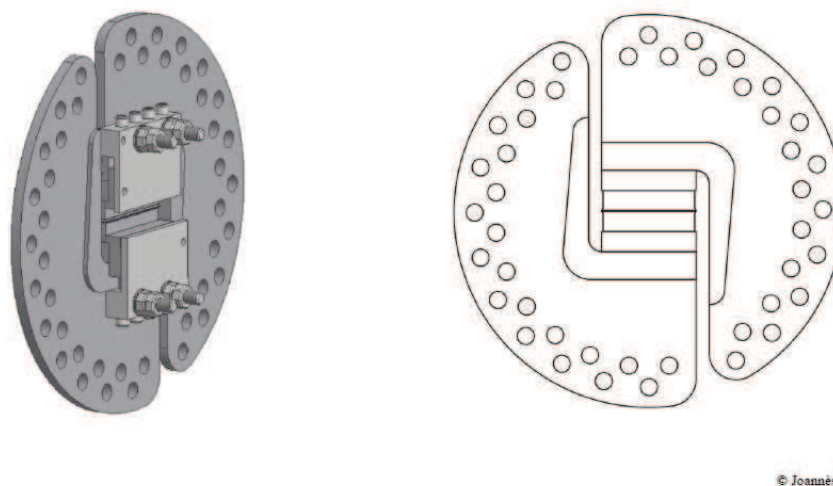


Figure 3-16 Dispositif Arcan-Mines

IV.4.2 Eprouvettes, dispositif Arcan-Mines et moyens d'essais

Dans notre cas, l'éprouvette est formée d'un échantillon constitué de trois éléments tels que : (i) les deux parties en composite tissé, (ii) le PA6 injecté et (iii) les deux substrats métalliques, (Figure 3-17). Le matériau composite tissé est du Bond Laminates TEPEX 102 (PA6) traité par le plasma d'air tandis que le PA6 injecté est du BASF XA 3232. L'objectif de l'essai étant d'étudier les modules de cisaillement, la charge a été appliquée suivant la direction 90° , (Figure 3.18 (b)). Notons que toutes les éprouvettes ont été déshydratées 7 jours à 50°C avant essai.

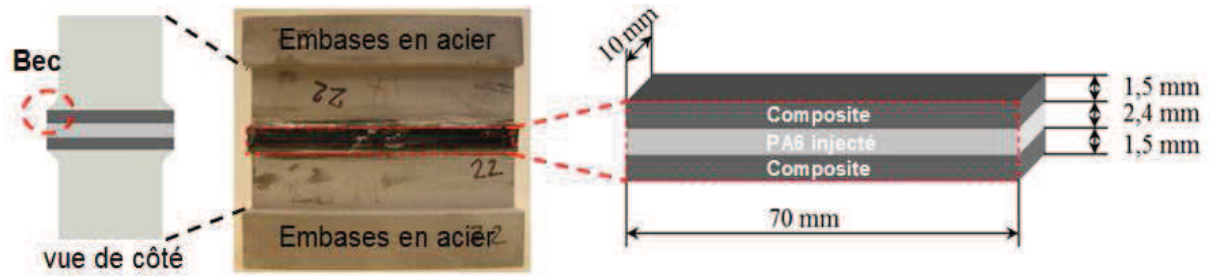


Figure 3-17 Eprouvette de l'essai Arcan-Mines

L'essai a été réalisé par une machine INSTRON® de capacité 100 kN, (Figure 3-18), en contrôle de vitesse de déplacement à 0,1 mm/min, afin d'être dans le domaine quasi-statique. On utilise un extensomètre mesurant le cisaillement d'un côté du joint assemblé et un suivi par corrélation d'images de l'autre côté. Cette dernière technique a été utilisée afin de mesurer le champ déformation.

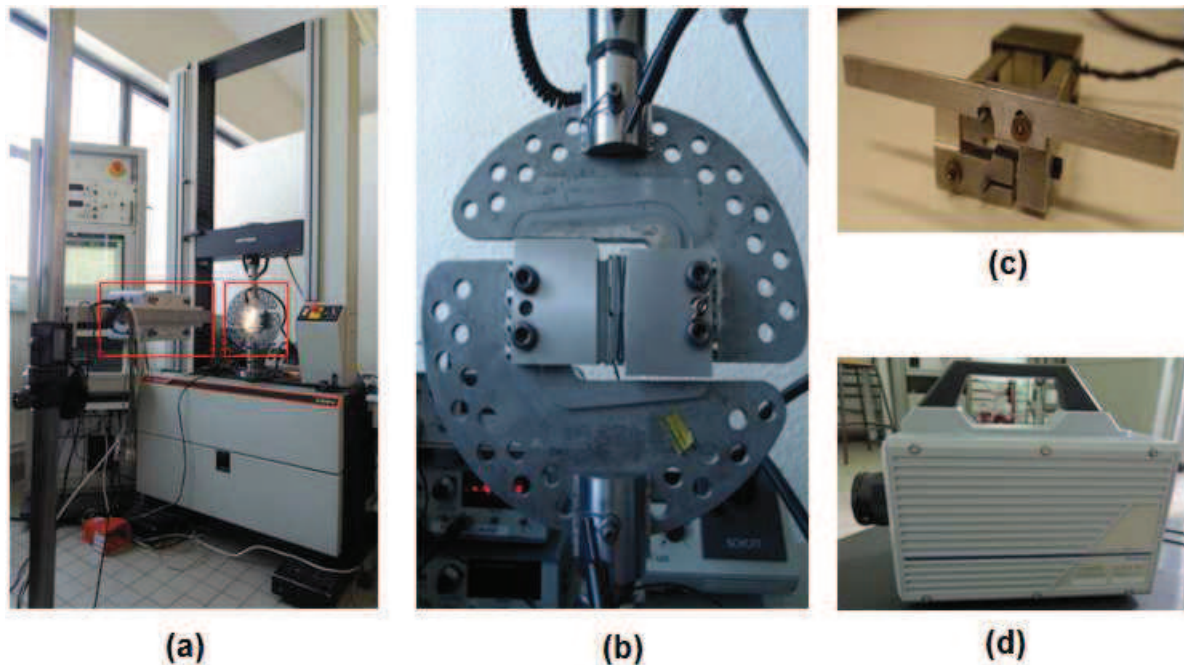


Figure 3-18 (a) Machine de traction (b) Dispositif Arcan-Mines, (angle 90°) (c) Extensomètre et (d) Caméra

III.4.3 Technique de corrélation d'images

La technique de corrélation d'images (Digital Image Correlation : DIC en anglais) consiste à mettre en correspondance deux images numériques de la vue de la surface plane d'un objet, pour deux états distincts de déformation, un état dit « de référence » et un état dit « déformé ». L'objectif de cette méthode est de suivre la déformation de l'éprouvette en cours d'essais. La Figure 3-19 montre deux images du mouchetis de la même pièce avant et après une sollicitation engendrant une déformation de sa surface. Cette déformation se traduit par une modification locale du mouchetis qui va être analysée par corrélation d'images.

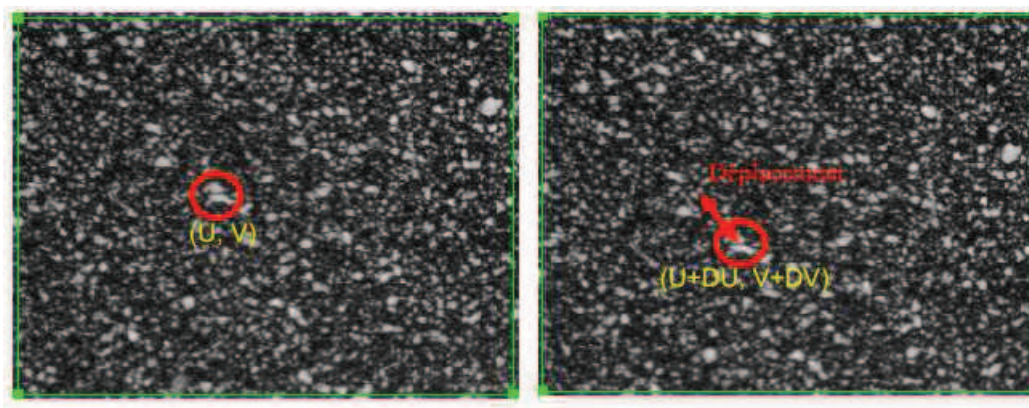


Figure 3-19 Deux images de mouchetis [Chambard et al., 2009]

Pour utiliser cette technique, nous commençons tout d'abord par sélectionner une zone d'étude sur l'image. Cette zone sera discrétisée en un ensemble de carrés de pixels appelés patterns. Ces patterns seront corrélés avec les deux paramètres: taille et distance entre les centres des patterns adjacents. Notons que le choix de la taille de patterns et du pas de la grille dépend des motifs déposés et de la densité des points mesurés. La méthode de corrélation est basée sur la recherche des champs des déplacements homogènes bilinéaires de chacun des patterns de la zone d'intérêt. La Figure 3-20 présente un pattern de 9 pixels x 9 pixels d'images sur l'écran, enregistré en mémoire sous forme d'une matrice de nombres. La Figure 3-21 présente un déplacement de la surface de l'objet de 1 pixel vers le haut et de 1 pixel vers la droite.

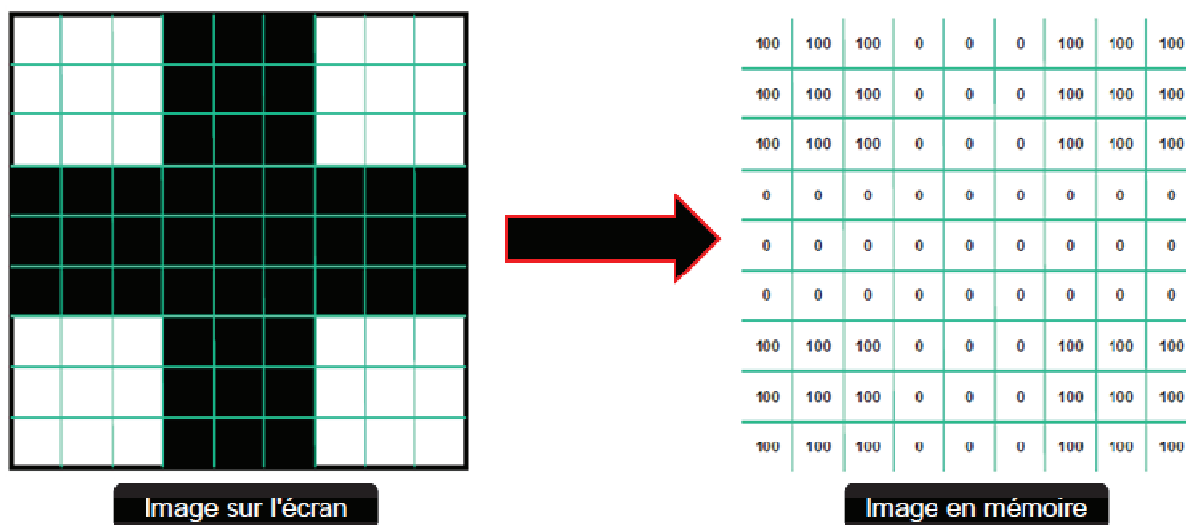


Figure 3-20 Pattern de 9 x 9 pixels d'image sur l'écran et l'image en mémoire

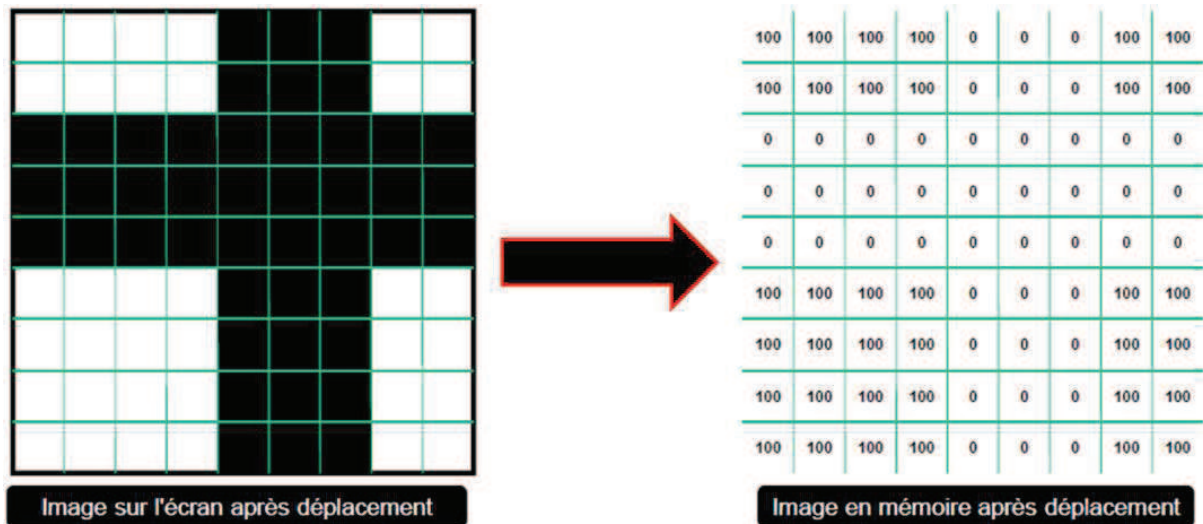


Figure 3-21 Pattern de 9 x 9 pixels après déplacement, 1 pixel vers le haut et 1 pixel vers la droite

Pour chercher les similitudes possibles en différents points voisins et les quantifier grâce à un estimateur : somme quadratique des différences de niveaux de gris des pixels, le critère SSD (Sum of Squared Differences) a été utilisé pour expliquer le mouvement. L'hypothèse d'un mouvement en direction, est basée sur la valeur de la fonction de corrélation. Cette fonction est présentée dans l'équation (III.12) :

$$C(x, y, u, v) = \sum_{i, j = -n/2}^{n/2} (I(x+i, y+j) - I^*(x+u+i, y+v+j))^2 \quad (\text{III.12})$$

Où : x, y sont les coordonnées du pixel central de l'image de référence ;

u, v sont respectivement les déplacements dans le repère x et y ;

n est la taille de l'image en pixels ;

$I(x+i, y+j)$ est la valeur pixel à $(x+i, y+j)$ sur l'image référence ;

$I^*(x+u+i, y+v+j)$ est la valeur pixel à $(x+u+i, y+v+j)$ sur l'image après déplacement.

Pour permettre la mesure de déformations par cette technique, une préparation de la surface est nécessaire. Pour que la mesure soit réalisable, il faut que les images comparées présentent une répartition homogène de points particuliers. Généralement, il faut projeter une peinture blanche, puis pulvériser un léger voile de peinture noire sur la surface étudiée (Figure 3-22). On obtient ainsi un mouchetis composé de points plus ou moins gros répartis de manière aléatoire. Le contraste et la texture ainsi créés influent directement sur la qualité de la mesure.

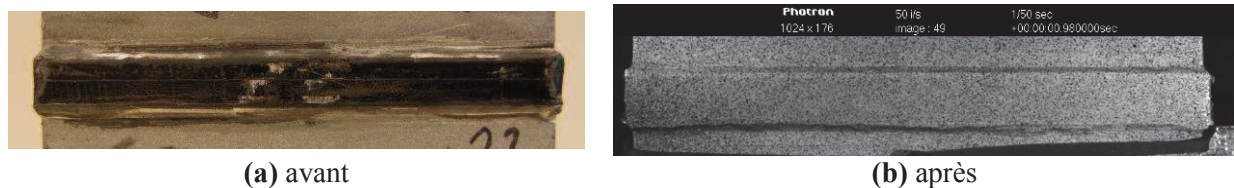


Figure 3-22 Eprouvette de l'essai Arcan après et avant peinture

III. Caractérisation des propriétés mécaniques des matériaux composites

Nous remarquons que la technique de corrélation d'images donne à la fois les champs de déformations local et global tandis que l'extensomètre donne uniquement la déformation globale. Par contre ce dernier est plus simple d'utilisation.

III.4.4 Résultats d'essais

Comme nous l'avons déjà souligné, l'éprouvette étudiée se compose de 3 couches distinctes. Pour déterminer les deux comportements hors plans, (entre le composite tissé et le composite surmoulé), la décomposition de zone de mesure a été faite sur la Figure 3-23(a). La Figure 3-23(b) présente le résultat de mesure du champ de déformation de cisaillement 13, après traitement par le logiciel VIC-2D.

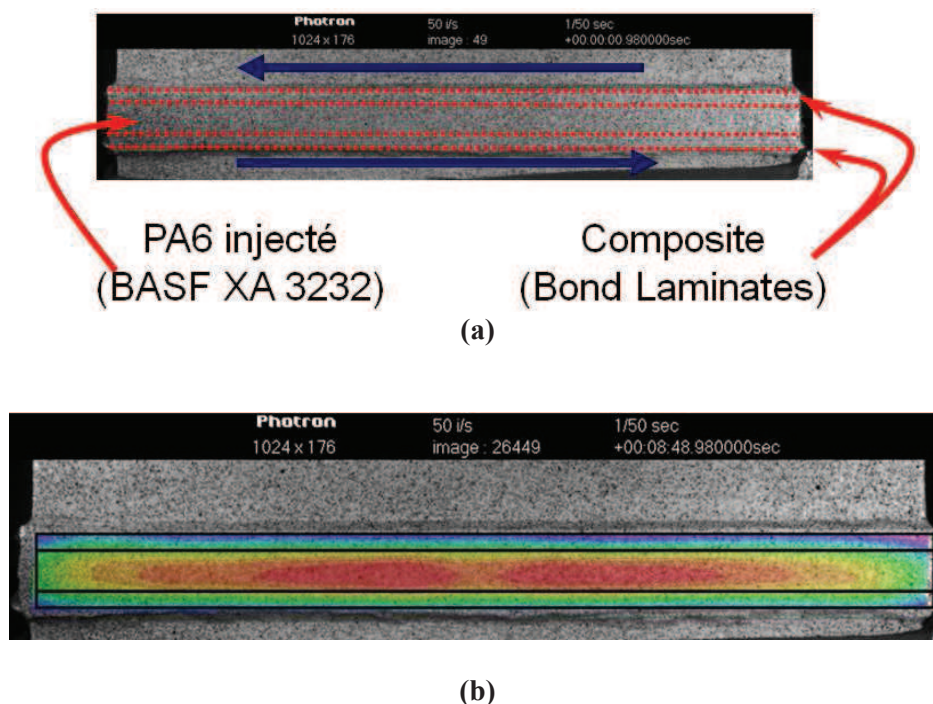


Figure 3-23 (a) Préparation de surface pour l'utilisation de la technique de corrélation d'images
(b) Champ de déformation de cisaillement 13

L'analyse du champ de déformation de cisaillement 13 associé à la contrainte de cisaillement développée par l'essai l'Arcan, permet de déterminer le module de cisaillement G_{13} du composite tissé et du composite surmoulé, (Figure 3-24). Ces valeurs sont résumées dans le Tableau 3-6.

Comme le comportement du composite injecté est fortement dépendant des orientations des fibres injectées, le comportement hors plan de base sera à nouveau envisagé lors du chapitre 5 à l'aide de modèles micromécaniques.

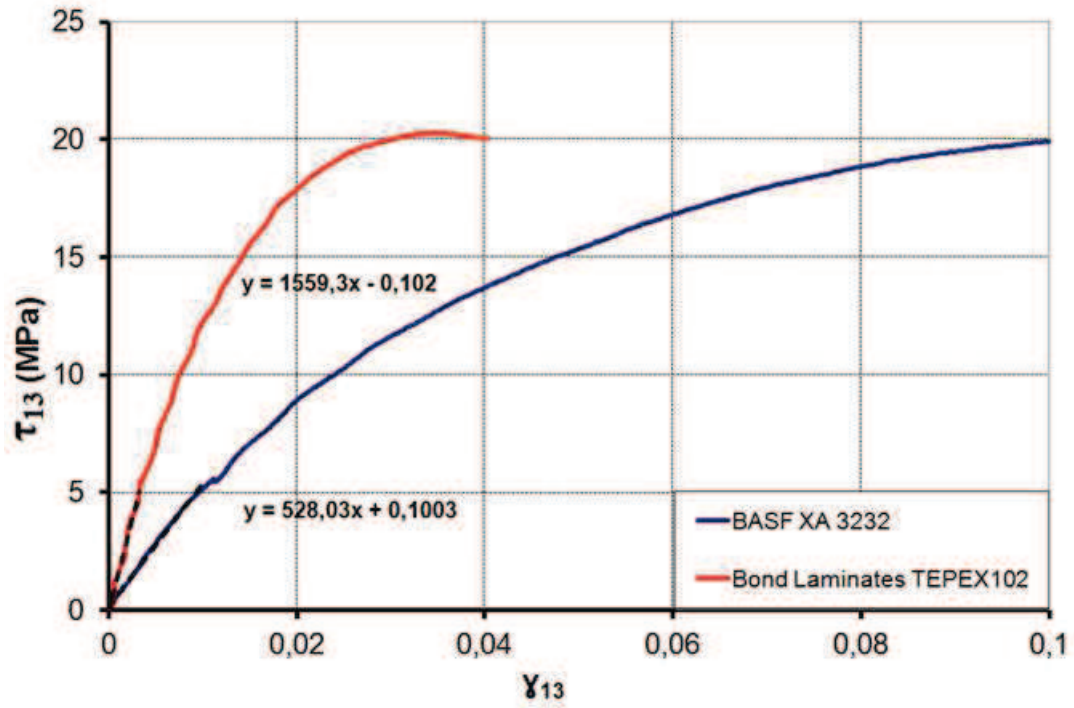


Figure 3-24 Comparaison du comportement en cisaillement entre le substrat composite (Bond Laminates TEPEX 102) et le PA6 injecté (BASF XA3232)

	Module de cisaillement (MPa)
Composite tissé : Bond Laminates TEPEX102	1559
Composite injecté : BASF XA 3232	528

Tableau 3-6 Comportement en cisaillement du substrat composite (Bond Laminates TEPEX 102) et du PA6 injecté (BASF XA3232)

Chapitre IV

Propriétés à l'interface

Ce chapitre analyse le rôle joué par les principaux paramètres d'un traitement par plasma, sur l'adhérence des matériaux surmoulés et les mécanismes d'endommagement associés.

Sommaire

IV.1 Introduction

- IV.1.1 Mécanismes d'adhésion
- IV.1.2 Rupture des assemblages
- IV.1.3 Technique de préparation de surface

IV.2 Traitement par plasma

- IV.2.1 Paramètres et méthode de traitement
- IV.2.2 Effet du traitement plasma : observation au MEB

IV.3 Contrainte à l'interface

- IV.3.1 Etude expérimentale : essais de simple recouvrement
 - IV.3.2 Méthode expérimentale : éprouvette des essais de simple recouvrement
 - IV.3.2.1 Eprouvette de simple de recouvrement
 - IV.3.2.2 Moyens d'essai
 - IV.3.2.3 Techniques d'observation
 - IV.3.3 Paramètres d'essais
 - IV.3.3.1 Effet des conditions de traitement : vitesse et distance
 - IV.3.3.2 Influence du type de buse (rotative et fixe), et effet du nombre de passage de traitement
 - IV.3.3.3 Effet du type de nylon
 - IV.3.3.4 Effet du type de composite
 - IV.3.3.5 Autre de matériau pour le substrat et l'injection
 - IV.3.4 Analyse des mécanismes d'adhésion : Observation au MEB et par microscopie optique
 - IV.3.5 Mécanisme d'endommagement : Emission acoustique (EA) et Rayonnement infrarouge (RI)
 - IV.3.6 Essais Arcan-Mines
 - IV.3.6.1 Objectifs
 - IV.3.6.2 Eprouvettes, dispositif Arcan-Mines et moyens d'essais
 - IV.3.6.3 Résultats expérimentaux
-

IV.1 Introduction

Afin de bien comprendre les effets d'un traitement par plasma d'air sur les surfaces à traiter, des essais de simple recouvrement et des essais Arcan-Mines ont été réalisés. En parallèle, les techniques d'émission acoustique (EA), de rayonnement infrarouge (RI) et de microscopie optique ont été utilisés pour suivre les mécanismes de rupture des éprouvettes testées.

IV.1.1 Mécanismes d'adhésion

Pour que l'assemblage soit performant et durable, il est nécessaire d'obtenir un niveau d'adhésion satisfaisant entre le produit injecté et le support. Cette condition implique une bonne compréhension des mécanismes à l'origine des phénomènes d'adhésion. Il n'existe pas de théorie unique expliquant les mécanismes d'adhésion mais plusieurs faisant intervenir la rhéologie des matériaux, la mécanique de la rupture de ces matériaux, la physico-chimie des polymères ainsi que celle des surfaces et des interfaces. Les différents mécanismes d'adhésion mettent en jeu des types de liaisons très différents qui ne permettent pas, pris séparément, de décrire à eux seuls le processus et les mécanismes dans leur globalité. Le processus d'adhésion est complexe, faisant intervenir successivement ou simultanément plusieurs mécanismes (Figure 4-1).

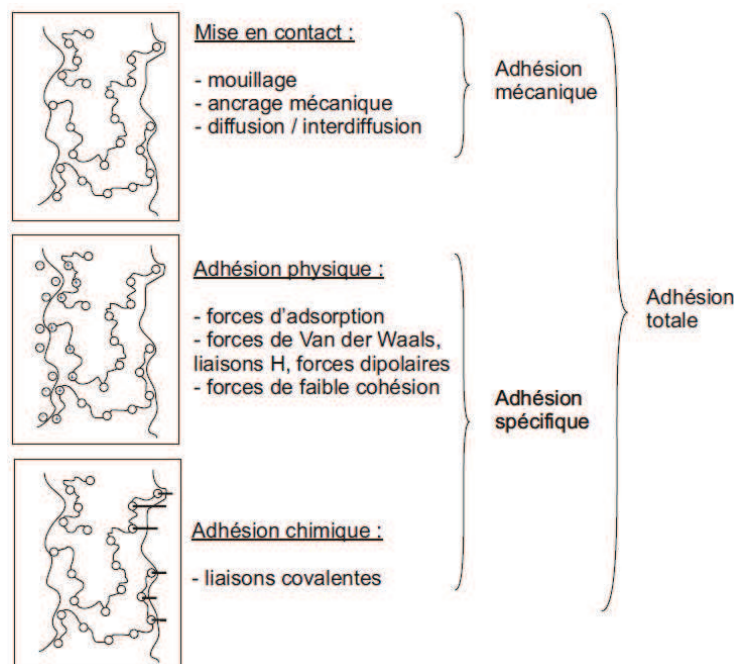


Figure 4-1 Principaux mécanismes d'adhésion [Schindel-Bidinelli, 1992]

La théorie mécanique de l'adhésion est une des plus anciennes. Elle a été proposée par Mc Bain et Hopkins en 1925. En présence d'un adhésif, l'adhésion serait due à un ancrage mécanique de l'adhésif qui pénètre dans les microcavités et irrégularités de surface du substrat avant sa solidification. Plus la rugosité du substrat augmente, plus la surface de contact réelle et par conséquent le nombre de liaisons interraciales augmentent. Il est cependant nécessaire en présence d'un adhésif, de mouiller parfaitement les surfaces afin de ne pas piéger de bulles d'air dans les porosités, ce qui induirait des concentrations de contraintes et fragiliserait le joint. Il existe par conséquent une rugosité optimale des substrats à assembler (Figure 4-2).

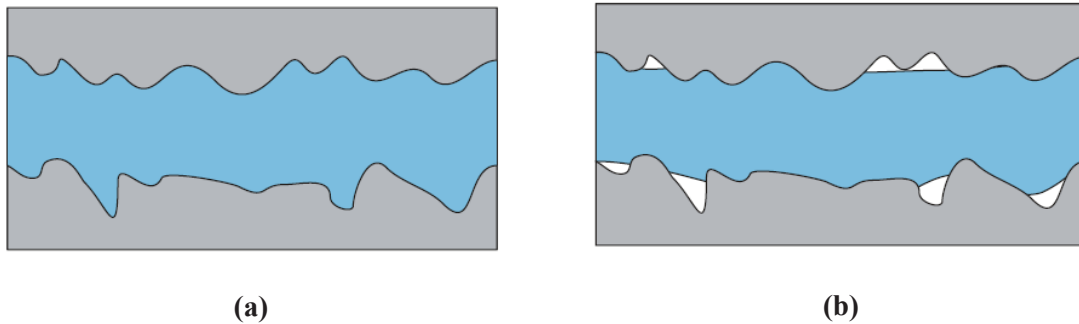


Figure 4-2 Exemple d'un bon (a) et d'un mauvais (b) mouillage pour l'ancrage mécanique [Cognard, 2002]

IV.1.2 Rupture des assemblages

La rupture signifie la séparation de deux corps initialement solidaires ou la séparation d'un corps unique en deux entités distinctes. Selon le mécanisme de rupture, il existe trois modes de fissuration, liées aux trois modes de déformation fondamentaux (Figure 4-3) : le clivage (mode I), le cisaillement longitudinal (mode II) et le cisaillement transversal (mode III).

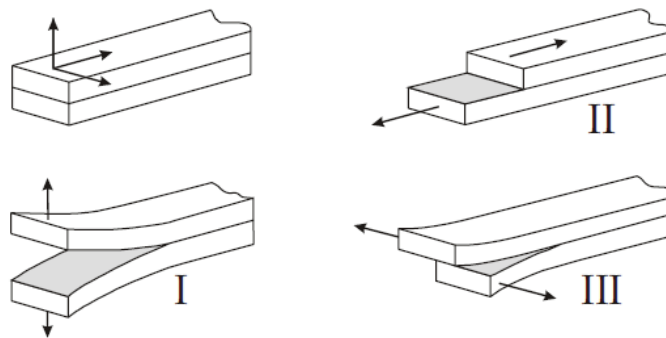


Figure 4-3 Les trois modes de déformation fondamentaux

Cependant la rupture dans les assemblages qu'ils soient collés ou non, ne s'initie pas toujours dans la zone d'interface mais parfois dans une zone proche, voire très proche de celle-ci (Figure 4-4). On parle de rupture dans l'interphase, dite « cohésive » ou de « cohésion ». Si la rupture se produit à l'interface, la rupture est dite « adhésive » ou d'adhésion. L'objectif d'un assemblage est de toujours avoir une rupture cohésive. Cela signifie que la résistance optimale des matériaux dans la zone d'assemblage a été atteinte.

Dans le cas de matériaux composites, on trouve souvent que la rupture se produit dans le matériau substrat (Figure 4-4d), car ces matériaux sont sensibles aux contraintes de pelage et de cisaillement. Le scénario de rupture le plus fréquent est alors celui qui est décrit dans la Figure 4-5.

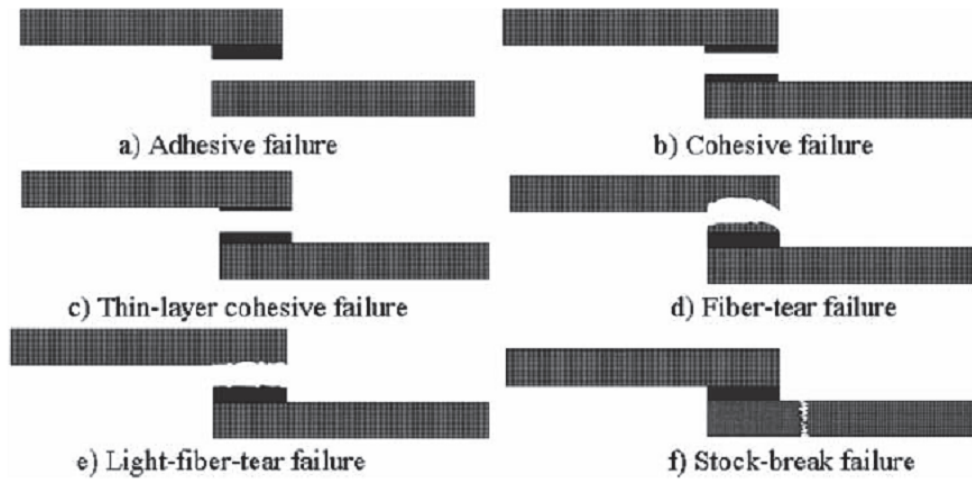


Figure 4-4 Différents types de ruptures [Banea, 2008]

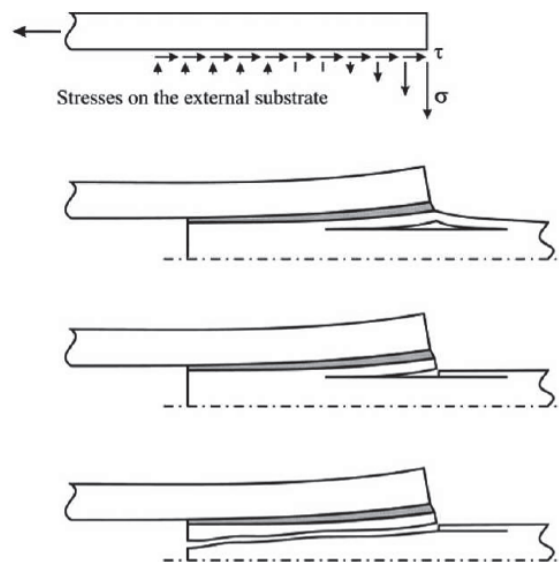


Figure 4-5 Rupture d'un substrat stratifié sous l'influence des contraintes de pelage et de cisaillement [Banea et daSilva, 2009]

La rupture dans l'assemblage est cependant dépendante de plusieurs paramètres. On peut citer :

- L'état de surface : le traitement de surface ;
- L'épaisseur de la zone de contact ou d'assemblage ;
- Le comportement du substrat ;
- Les conditions d'environnement.

IV.1.3 Technique de préparation de surface

Il s'agit de tout procédé susceptible de modifier l'état physique ou chimique d'une surface afin de pouvoir améliorer les performances mécaniques de l'assemblage, l'adhérence d'une peinture, d'un vernis, les propriétés électriques, électromagnétiques, mécaniques, thermiques etc... Les différents types de traitement de surface peuvent être les suivants :

IV. Propriétés à l'interface

- **Abrasion** : ce procédé a pour effet d'améliorer l'ancrage mécanique en rendant ainsi la surface plus facile à mouiller. La limite de ce procédé, quand il s'agit d'un matériau fibreux (par sablage ou frottement de papier abrasif), est que les fibres du renfort ne doivent pas être mises à nu ;
- **Le flammage** : ce procédé consiste à exposer la surface d'un polymère à une flamme pendant un temps très court (0,02 à 0,1 s), afin d'augmenter la mouillabilité et brûler les graisses difficiles à éliminer ;
- **Ultrasons** : c'est une technique utilisant des vibrations haute fréquence permettant d'éliminer les contaminants généralement laissés par les traitements mécaniques ou chimiques ;
- **Dégraissage liquide** : c'est la technique utilisée pour éliminer les huiles et contaminants organiques. En général on emploie l'acétone ;
- **Traitements par laser** : ils peuvent être également utilisés pour améliorer les propriétés d'adhésion des polymères en structurant leur surface ;
- **Le traitement par plasma air froid** : ce procédé, largement répandu en milieu industriel, est particulièrement adapté au traitement des polymères. L'activation plasma augmente considérablement la mouillabilité de la surface et garantit ainsi une plus grande adhésion de la colle, de la peinture ou du vernis. Le nettoyage par plasma améliore les propriétés d'adhésion.

IV.2 Traitement plasma

Par définition un plasma est un gaz plus ou moins ionisé. Il correspond au quatrième état de la matière. Il est constitué d'électrons, d'ions et d'atomes neutres à l'état fondamental et à l'état excité. Pour créer un plasma, il faut appliquer une énergie suffisante au gaz pour réorganiser la structure électronique des espèces et produire des espèces excitées et des ions. Cette énergie peut être soit thermique, soit apportée par un courant électrique ou un rayonnement électromagnétique.

Comme indiqué précédemment, la technique plasma a été utilisée dans l'industrie pour l'activation (amélioration de l'énergie de surface) et le nettoyage de surfaces plastiques composites et métalliques avant les étapes de collage, impression, peinture, vernissage et etc... (Figure 4-6). Un des grands avantages du plasma à pression atmosphérique reste sa facilité d'intégration en ligne. Il peut alors facilement remplacer des technologies de préparation de surface tel que le plasma sous vide, le sablage, l'utilisation de solvants, l'utilisation de primaire d'adhésion ou encore le traitement corona. Nous allons présenter l'effet du plasma d'air sur la surface composite tissée et comparer la surface non traitée et la surface traitée avec plusieurs conditions de traitement.

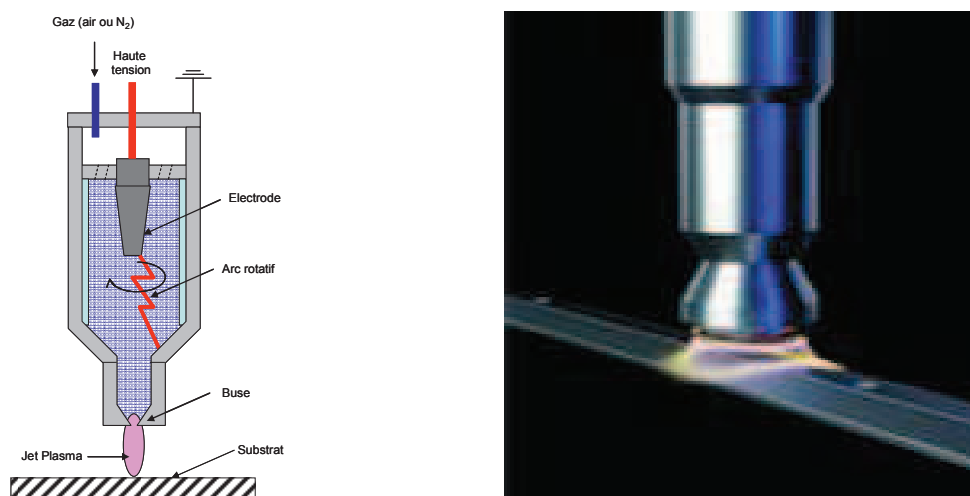


Figure 4-6 Traitement de surface des substrats par plasma d'air, à pression atmosphérique

IV.2.1 Paramètres du traitement plasma

Dans le processus du traitement par plasma à pression atmosphérique, plusieurs paramètres opératoires ont des effets sur la surface traitée, ce sont:

- la puissance du générateur (tension, courant, fréquence, PCT « plasma cycle time ») ;
- le débit du gaz utilisé, (gaz d'ionisation) ;
- la distance entre la torche plasma et la surface traitée ;
- la vitesse de déplacement de la torche ;
- le nombre de passage de traitement ;
- les types de buse : buse fixe ou buse rotative ;
- les types de matériau traité.

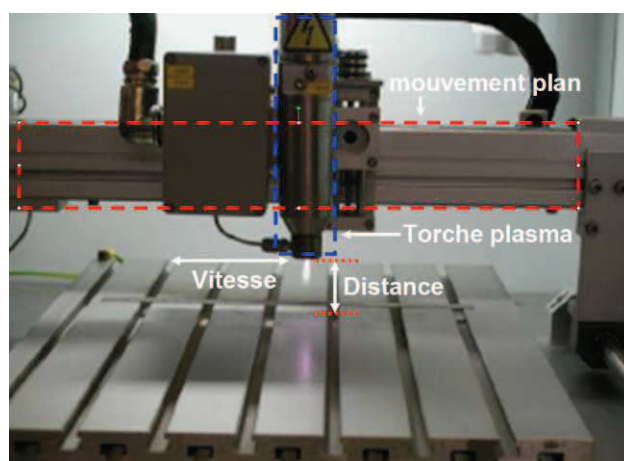


Figure 4-7 Torche plasma et mouvement plan

IV.2.2 Effet du traitement plasma : observation au MEB

Afin de mieux comprendre les effets du plasma sur la surface de substrat traitée, on va tout d'abord envisager l'effet de la vitesse du mouvement plan avec une distance torche-échantillon fixée à 10 mm. La microscopie électronique à balayage (MEB) a été utilisée pour observer les surfaces traitées. Les conditions de traitement sont présentées dans le tableau 4-1.

Echantillon	Composite tissé TEPEX 102 : PA6 & fibre de verre
Vitesse de mouvement plan	3, 5, 10, 15 et 30 m/min
Distance	10 mm
Buse	Fixe
Gaz	Air
Nombre de passage de traitement	1
Paramètres du générateur	PCT (Plasma cycle time) 100 - 21 kHz
Flux d'air	2400 l/h

Tableau 4-1 Conditions de vitesse pour le traitement plasma

Les résultats des observations sur les échantillons sont résumés dans le tableau 4-2. Nous avons pu observer des porosités et des trous allongés entre fibres dans le cas de traitement à basse vitesse. Cet effet diminue lorsque la vitesse augmente. L'examen des surfaces, nous a permis de montrer que pour des vitesses supérieures à 10 m/min, on ne trouve plus de porosités dans les échantillons (voir Figure 4-8).

IV. Propriétés à l'interface

Ces observations nous permettent de constater que la chaleur apportée par le traitement par plasma d'air peut générer, (Figure 4-9):

- une perte de matière au niveau de la surface traitée par la torche ;
- un changement de phase du polyamide 6 dû à la diffusion thermique. Ce changement est relié directement à la vitesse.

Vitesse de mouvement plan (m/min)	Observations en surface
3	- Accentuation du relief au droit des fibres avec des trous allongés entre fibres : 18 x 1320 μm , (Figure 4-8 (a)) ; - Porosités dans les zones n'ayant pas de fibres sous jacentes : 11 porosités/ mm^2 ; ϕ 60 à 100 μm . (Figure 4-8 (b))
5	- Moindre accentuation du relief au droit des fibres que pour la vitesse de 3m/mm ; - Séparation des fibres sur de grandes longueurs : trous allongés entre fibres : 22 x 2 650 μm ; - Porosités dans les zones n'ayant pas de fibres sous jacentes : 44 porosités/ mm^2 ; ϕ 37 μm .
10	- Légère accentuation du relief au droit des fibres ; - Polyamide dénudé au droit des fibres sur 6 x 85 μm ; - Nombreux trous ϕ 0,6 μm au bord des fibres ; - Zones sans fibres sous jacentes : rien.
15	- Faible relief au droit des fibres ; - Pas de porosités ; - Polyamide dénudé au droit des fibres sur 8 x 184 μm ; - Sur l'échantillon pas de zone sans fibres sous jacentes.
30	- Très faible relief au droit des fibres ; - Polyamide dénudé au droit des fibres sur 8 x 122 μm ; - Porosités le long des fibres ϕ 17,5 μm ; - Zones n'ayant pas de fibres sous jacentes : pas de porosités.
Pas de plasma	- Très faible relief au droit des fibres ; - Polyamide dénudé au droit des fibres sur 5 x 105 μm ; (Figure 4-8 (c)) - Zone intermédiaire : quelques porosités ϕ 2,6 μm . (Figure 4-8 (d))

Tableau 4-2 Observation des surfaces traitées

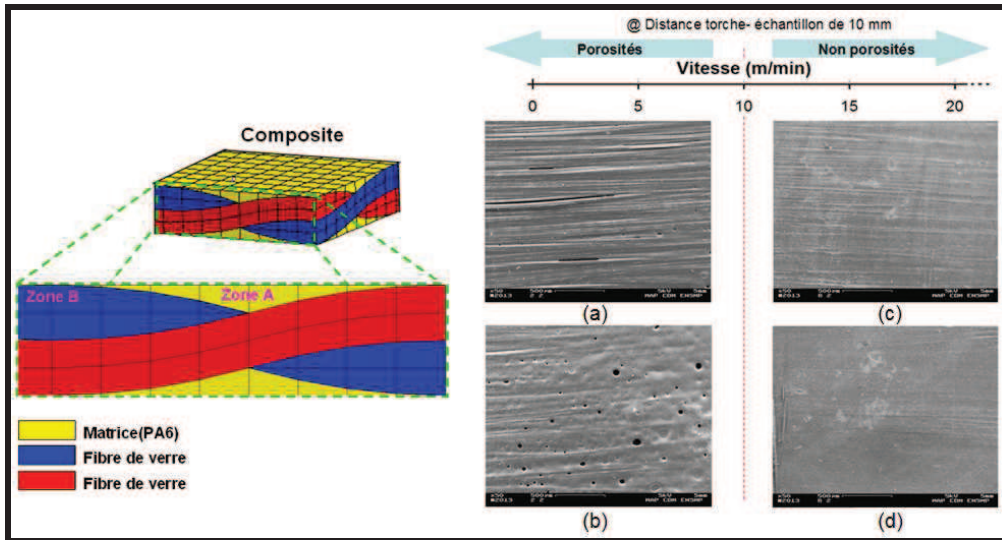


Figure 4-8 Comparaison des surfaces traitées et non traitées par plasma d'air: (a) zones ayant des fibres sous jacentes (zone B) : $V = 3\text{mm/min}$, $D = 10\text{ mm}$, (b) zones n'ayant pas de fibres sous jacentes (zone A) : $V = 3\text{mm/min}$, $D = 10\text{ mm}$, (c) zones ayant des fibres sous jacentes (zone B) : non traité et (d) zones n'ayant pas de fibres sous jacentes (zone A) : non traité

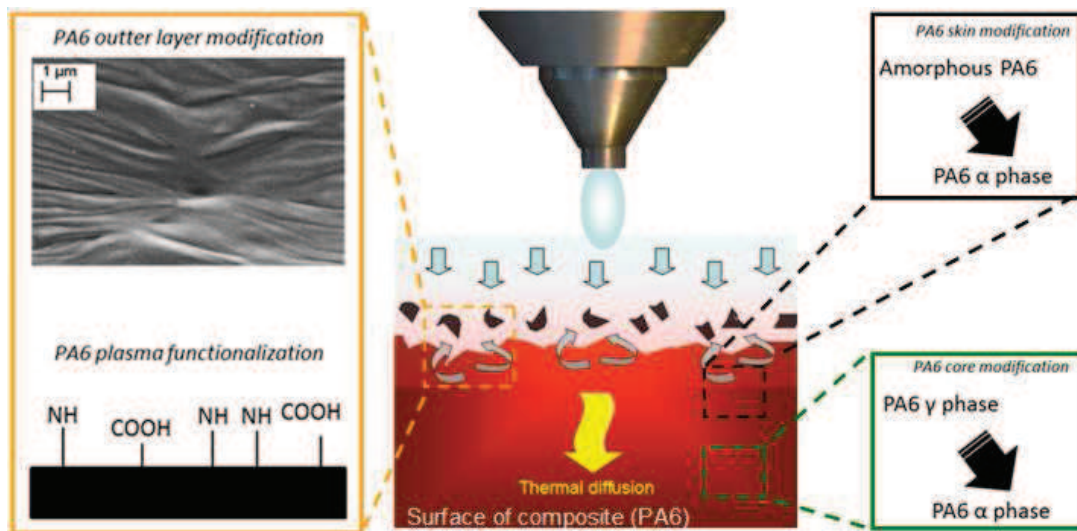


Figure 4-9 Effet du plasma sur la surface traitée

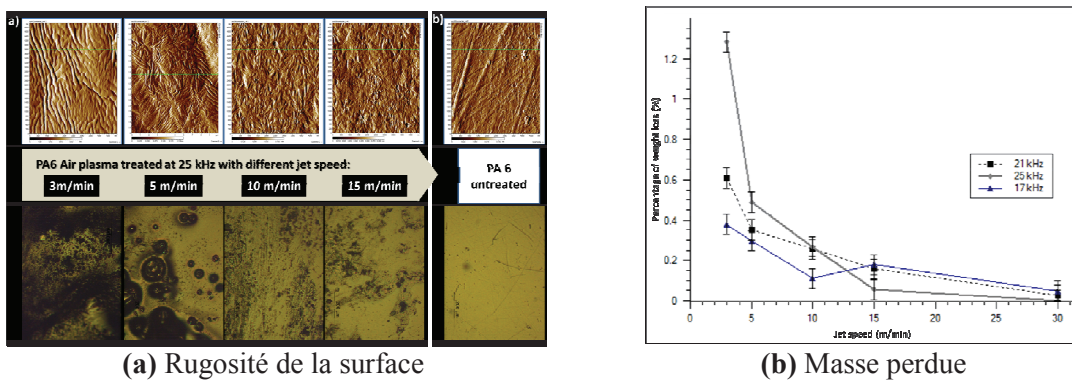


Figure 4-10 Effet de la vitesse de déplacement

IV.3 Contrainte à l'interface

Afin d'étudier le comportement mécanique de l'assemblage entre la surface du matériau substrat, traité par plasma, et la surface du PA6, l'essai de simple recouvrement et l'essai ARCAN-MINES ont été proposés. L'essai de simple recouvrement a d'abord été utilisé pour étudier les différentes conditions du traitement plasma, parce qu'il est simple à mettre en œuvre. Néanmoins cette technique induit un état de déformation très complexe et des concentrations de contrainte (Figure 4-11). Pour cette raison, un dispositif de type Arcan a été donc proposé pour préciser le comportement de l'interface. Ce dispositif permet d'éviter l'apparition de concentrations de contraintes, comme le montre la Figure 4-12.

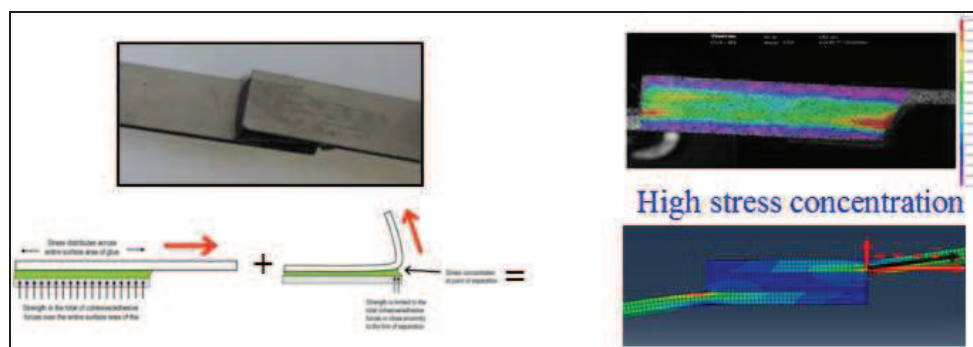


Figure 4-11 Déformation et concentration de contrainte, essai de simple recouvrement

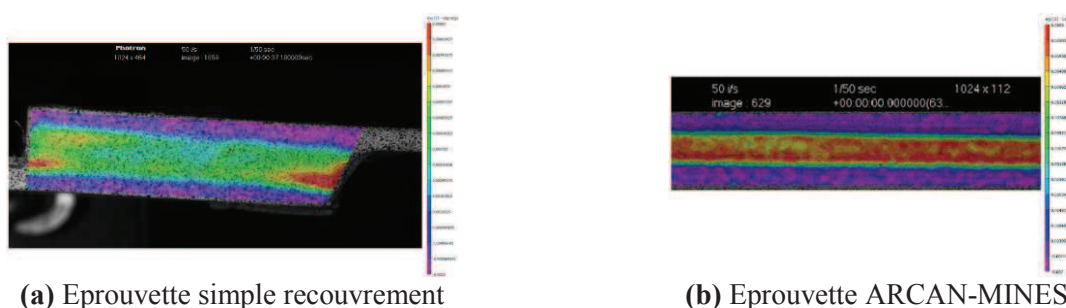


Figure 4-12 Champ de déformation obtenu par VIC-2D [Phongphinitana, 2013]

IV.3.1 Etude expérimentale : essai de simple recouvrement

Les essais de cisaillement sont probablement les essais les plus utilisés en raison de leur simplicité de mise en œuvre et du fait qu'ils permettent de reproduire des conditions de sollicitation proches de celles des joints dans leurs fonctions usuelles. Parmi les essais de cisaillement, les plus répandus sont les essais à simple ou double recouvrement. Pour cela, la géométrie d'une éprouvette est présentée sur la Figure 4-13.

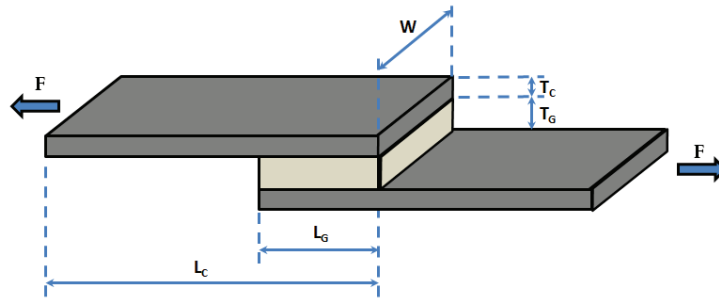


Figure 4-13 Représentation schématique de la géométrie d'un joint à simple recouvrement

L'analyse et le dimensionnement des assemblages collés nécessitent de disposer d'une part d'un modèle permettant d'obtenir le champ de contraintes dans la structure et d'autre part d'un critère de rupture.

L'approche la plus simple pour cet essai consiste à considérer que les substrats sont rigides et que seul l'adhésif se déforme en cisaillement. Pour un échantillon de largeur w et de longueur de recouvrement L_G , la contrainte de cisaillement est donnée par l'équation (IV.1). Cependant la distribution de contrainte dans le joint n'est pas uniforme, en raison de l'élongation des substrats qui augmente dans la zone de recouvrement à partir des extrémités.

$$\tau = \frac{F}{W \cdot L_G} \quad (IV.1)$$

En 1938, Volkersen a introduit [Volkersen, 1938] une formulation qui suppose que l'adhésif ne se déforme qu'en cisaillement. Les substrats sont traités comme un matériau élastique et ne se déforment qu'en tension. La contrainte de traction dans les substrats est maximale au point A et nulle au point B (Figure 4-14). La contrainte de cisaillement dans l'adhésif n'est plus uniforme mais minimale au milieu (Figure 4-15).

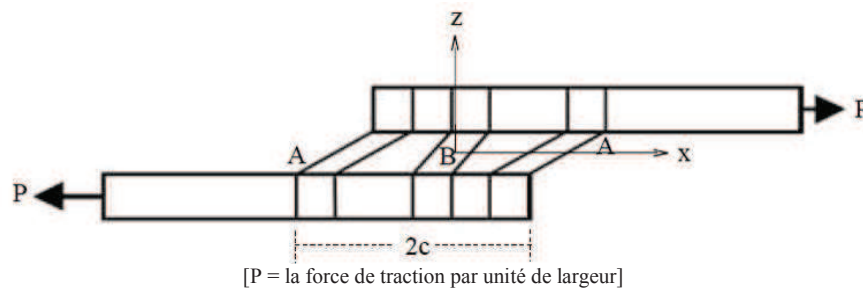


Figure 4-14 Déformations de l'adhésif et du substrat, hypothèse de Volkersen [Volkersen, 1938]

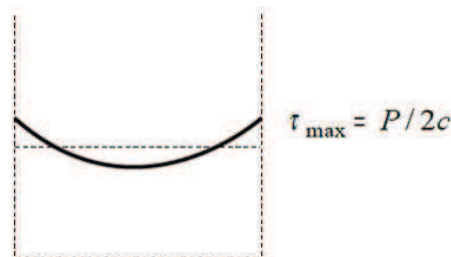


Figure 4-15 Contrainte de cisaillement dans l'adhésif, dans le sens de la longueur [Volkersen, 1938]

IV. Propriétés à l'interface

D'un point de vue mécanique, cette formulation n'est pas correcte parce qu'un désalignement des forces de traction dû à la géométrie particulière de l'éprouvette induit un moment de flexion dans chacun des substrats. Ainsi, Goland et Reissner [Goland et Reissner, 1944] ont proposé un modèle qui prend en compte les effets de flexion. Le joint à simple recouvrement est alors décomposé en trois plaques : deux plaques correspondant aux parties libres des substrats et une plaque centrale associée à la partie du recouvrement, (Figure 4-16), pour analyser le chargement dans chaque zone. Où P est la force de traction par unité de largeur, T un effort normal, V un effort tranchant et M un moment de flexion. Avec ces hypothèses, les auteurs montrent, sur la Figure 4-17, la distribution des contraintes de pelage (normales) et de cisaillement.

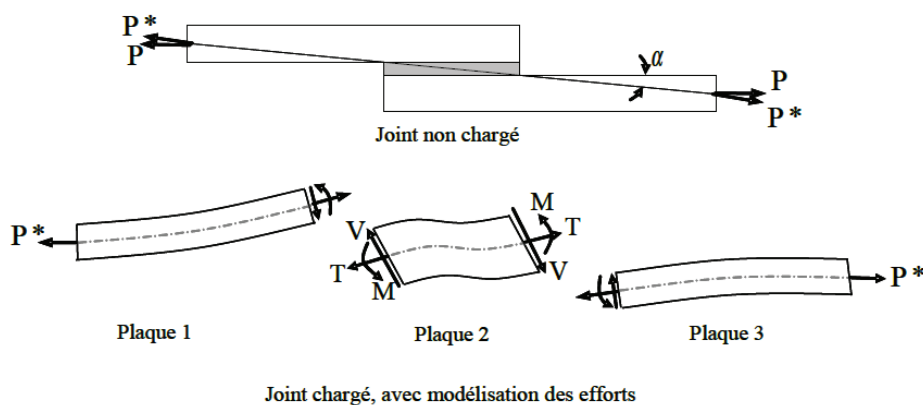


Figure 4-16 Modélisation mécanique d'un joint à simple recouvrement [Goland et Reissner, 1944]

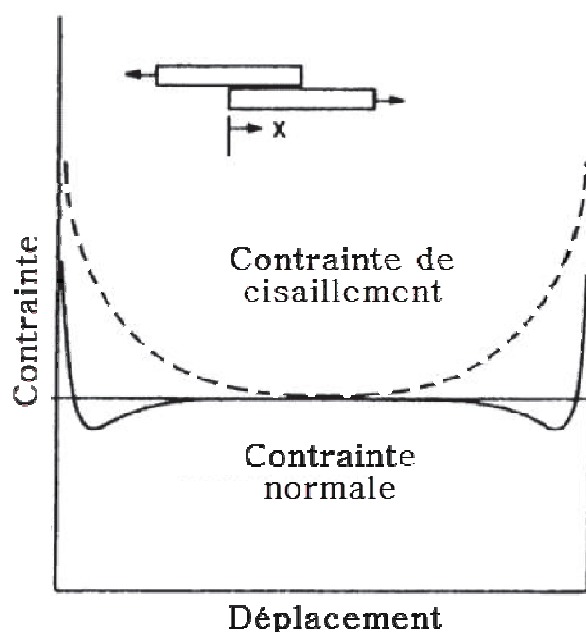


Figure 4-17 Distribution des contraintes dans l'adhésif, méthode de Goland et Reisser

Presque trois décennies plus tard, L. J. HART-SMITH [Hart-Smith, 1973] formula un modèle similaire en adoptant une approche élasto-plastique. Ce modèle constitua alors un premier pas vers la prédiction de la rupture de l'assemblage. Cependant, l'utilisation de ces modèles ne s'appliquant qu'à des géométries relativement simples, elles ne sont pas universelles. Et ces modèles deviennent mathématiquement très complexes.

Parallèlement au développement des approches analytiques, en 1970 la méthode des éléments finis a été largement employée pour prédire le comportement des joints collés. Son plus grand avantage est qu'il est très facile de modifier les conditions aux limites, les géométries, d'introduire des comportements non linéaires et qu'elle peut être utilisée pour des études paramétriques complexes.

Dans le cadre de cette étude, on va tout d'abord utiliser l'équation IV-1, pour calculer la charge unitaire (τ), afin de suivre l'effet du traitement plasma. Dans le chapitre 6, la méthode des éléments finis sera employée pour trouver les champs de contrainte et de déformation. Elle sera également utilisée pour prévoir la rupture.

IV.3.2 Méthode expérimentale : éprouvette des essais de simple recouvrement

Dans cette partie, on présente : 1°) la fabrication des éprouvettes de simple recouvrement, puis 2°) l'essai mécanique permettant d'obtenir les résistances à l'interface traité. Les résultats obtenus ont permis d'évaluer les meilleurs paramètres du traitement.

IV.3.2.1 Eprouvette de simple recouvrement

Pour les matériaux composites, l'éprouvette du substrat est coupée suivant la direction 0° du renfort. La géométrie de l'éprouvette et les dimensions sont respectivement précisées dans la Figure 4-18 et dans le Tableau 4-3. Les différents lots, pour chaque famille des conditions du traitement (vitesse de mouvement plan et distance entre torche plasma-échantillon), sont présentés à l'annexe B.

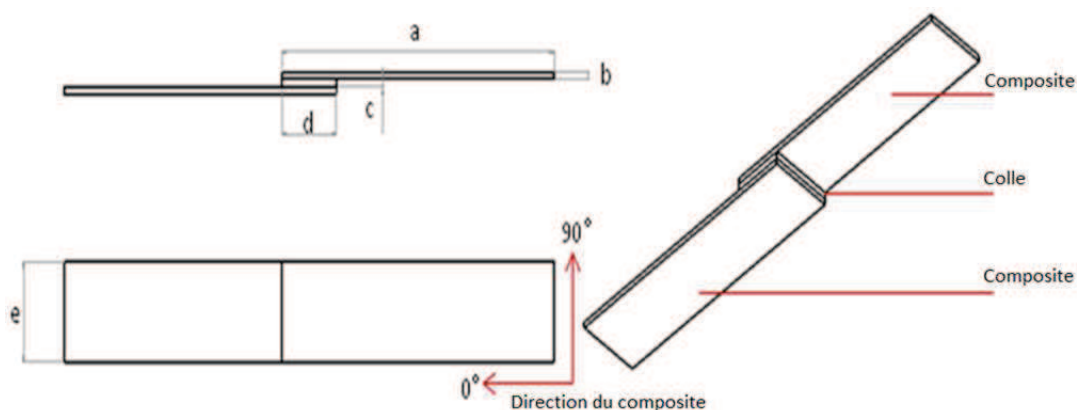


Figure 4-18 Géométrie des éprouvettes pour les essais de simple recouvrement

a (mm)	b (mm)	c (mm)	d (mm)	e (mm)
100	1,5	2,3	20	25

Tableau 4-3 Dimensions des éprouvettes de simple recouvrement

La préparation des surfaces du substrat par plasma d'air a été effectuée par notre partenaire Chimie-Paris. Ce traitement a été fait avec deux types de buse : (i) buse fixe et (ii) buse rotative (Figure 4-19).

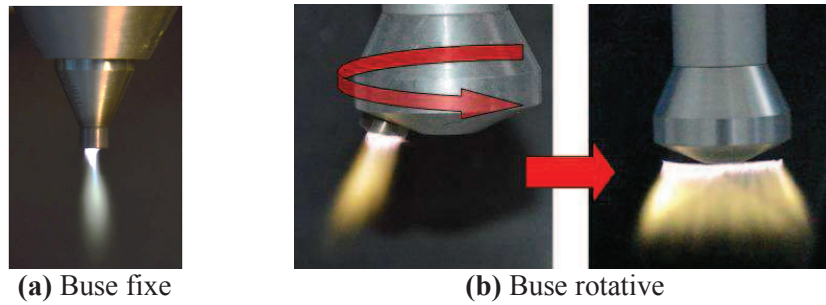


Figure 4-19 Type de buse

Le matériau de surmoulage PA6, (30% de fibres courtes en masse), a ensuite été injecté entre deux surfaces du substrat traité par un laboratoire de l'ENSAM. L'étape de fabrication de l'éprouvette est résumée dans la Figure 4-20.

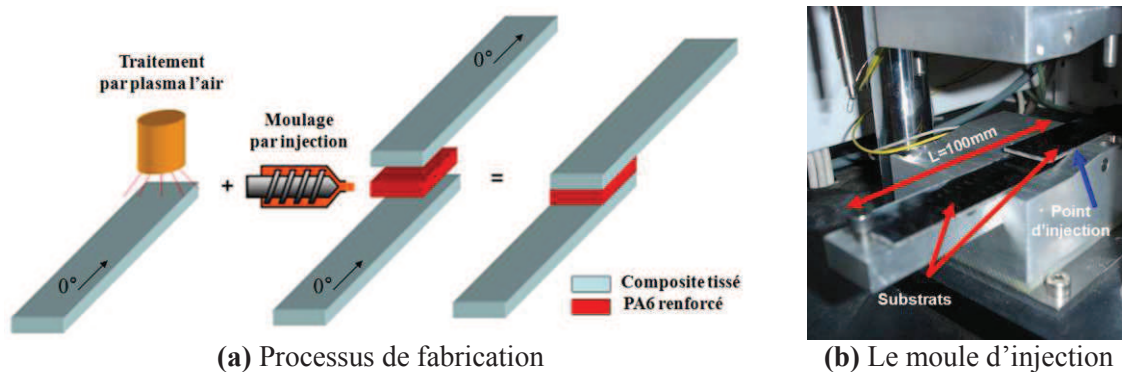


Figure 4-20 Processus de fabrication de l'éprouvette de simple recouvrement

Les différentes catégories d'éprouvettes, sont classées suivant :

- Le substrat qui consiste en deux familles :
 - Les matériaux composites dont la matrice est un Polyamides 6
 - 1) Composite tissé de verre/PA6 (TEPEX 102-RGUD600/47% BOND LAMINATES)
 - 2) Composite tissé de verre/PA6 (Evolite)
 - 3) Composite stratifié de verre/PA6 (BAYCOMP 0/90/0/0/90/0)
 - Un matériau composite dont la matrice est un Polypropylène
 - 1) Composite tissé de verre/PP (TEPEX 104-RG600/47% BOND LAMINATES)
- Le matériau de surmoulage qui consiste en trois familles :
 - Polyamides 6 renforcés
 - 1) C246SIV @ Rhodia
 - 2) XA 3232 BR @ BASF
 - Polypropylène renforcé
 - 1) Stamax 40YM 240

Pour faciliter la présentation qui va suivre, nous avons défini les 8 groupes indiqués dans le tableau 4-4.

		Groupes des éprouvettes							
		1	2	3	4	5	6	7	8
Matériau du substrat	Bond Laminates TEPEX 102 (PA6)	X	X	X	X				
	Evolite (PA6)					X			
	Baycomp (PA6)						X		
	Bond Laminates TEPEX 104 (PP)							X	X
Matériau de surmoulage	C246 SIV30 (PA6)	X	X			X			
	BASF XA3232 (PA6)			X	X		X		
	STAMAX (PP)							X	X
Buse	Fixe	X		X		X	X	X	
	Rotative		X		X				X

Tableau 4-4 Les différents groupes d'éprouvettes étudiées

IV.3.2.2 Moyens d'essais

Les essais de simple recouvrement ont tous été réalisés sur une machine INSTRON® (modèle 5982) comme l'essai présenté sur la Figure 4-21. Ces essais s'effectuent avec les conditions suivantes :

- une vitesse de déplacement de 1 mm/min ;
- jusqu'à rupture ;
- à la température ambiante (25 °C) après conditionnement ;
- le conditionnement consiste à mettre les éprouvettes, 1 semaine en étuve avec gel de silice, 50°C, pour avoir toujours les mêmes conditions d'humidité résiduelles.

L'allongement est mesuré avec un extensomètre, (base de mesure 52 mm) et avec l'AVE (Advanced Vidéo Extensomètre), (base de mesure de 30 mm), (Figure 4-21). L'effort de traction a été mesuré par une cellule de 100 kN. Afin d'avoir toujours les mêmes conditions d'humidité résiduelles, toutes les éprouvettes ont été conditionnées pendant 7 jours à 50 °C en étuve avec gel de silice.

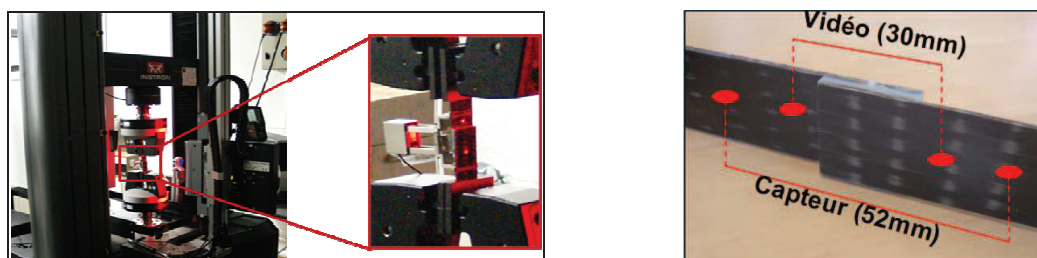


Figure 4-21 Dispositif d'essai et bases de mesure

IV.3.2.3 Techniques d'observation

(A) Technique d'émission acoustique (EA)

Afin de mieux comprendre les mécanismes d'endommagement, nous avons employé la technique d'émission acoustique. Cette technique utilise deux capteurs pour l'acquisition de données d'émission acoustique, (Figure 4-22).

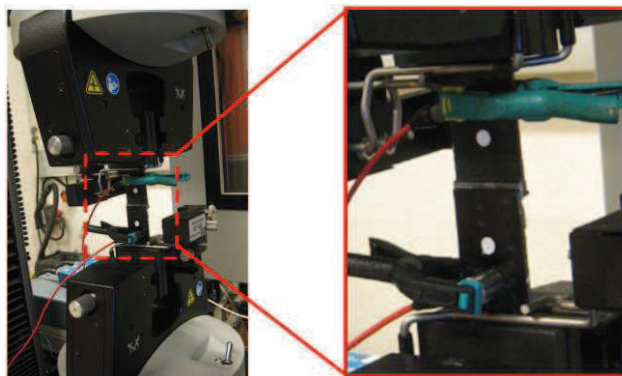


Figure 4-22 Installation des deux capteurs sur l'éprouvette

Cette technique est essentiellement utilisée pour l'étude de phénomènes physiques tels que les mécanismes d'endommagement au sein des matériaux mais aussi comme une méthode de contrôle non destructif. Elle peut détecter le seuil d'initiation d'endommagement ou de rupture, et peut éventuellement aider à caractériser le mécanisme de rupture par l'analyse des signaux émis. Les ondes ultrasonores émises lors de l'évolution d'une dégradation sont détectées, enregistrées par un capteur piézoélectrique puis amplifiées pour fournir le signal acoustique émis.

Pour les matériaux composites, les sources d'émissions acoustiques sont diverses : la fissuration transverse, la rupture de fibres, le délaminage, etc. Chacun de ces phénomènes peut être associé avec des caractéristiques d'amplitude, de fréquence, de nombre de coups, de durée (Figure 4-23). On peut donc utiliser l'émission acoustique pour classifier ces phénomènes [Nimdum et Renard, 2009].

Le système de suivi d'émission acoustique utilisé est de marque Euro Physical Acoustics SA (MISTRAS). La chaîne de mesure inclut deux cartes d'acquisition numérique, deux pré-amplificateurs de 40 dB et deux capteurs piézoélectriques micro 80 (ayant une fréquence de résonance aux alentours de 300 KHz et une plage d'utilisation entre 200 kHz et 1 MHz). L'acquisition des signaux est réalisée à l'aide du logiciel Mistras 2001. Le traitement est quant à lui effectué avec l'aide du logiciel Noesis. Les deux capteurs sont fixés sur l'éprouvette par l'intermédiaire de pinces en plastique (Figure 4-24). Le couplage entre la surface et le capteur est assuré par un gel ou une colle silicone. La qualité du couplage est contrôlée par un test de pulse qui consiste à faire émettre les capteurs l'un après l'autre. L'amplitude et le temps de parcours des ondes émises et reçues donnent une idée de la qualité du couplage.

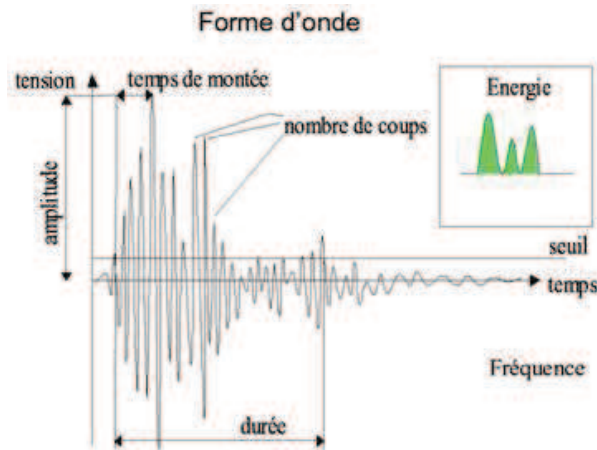


Figure 4-23 Principaux paramètres mesurés en temps réel sur une salve d'émission acoustique

Préalablement à l'essai, un réglage du système est effectué à l'aide de sources acoustiques produites par des ruptures de mines de crayons. Cette technique a été développée par Hsu-Nielsen [Nielsen, 1974] pour créer une source étalon artificielle d'ondes élastiques simulant l'émission acoustique. La rupture de mines est réalisée avec un embout approprié recommandé par le groupe européen d'émission acoustique (Figure 4-25).

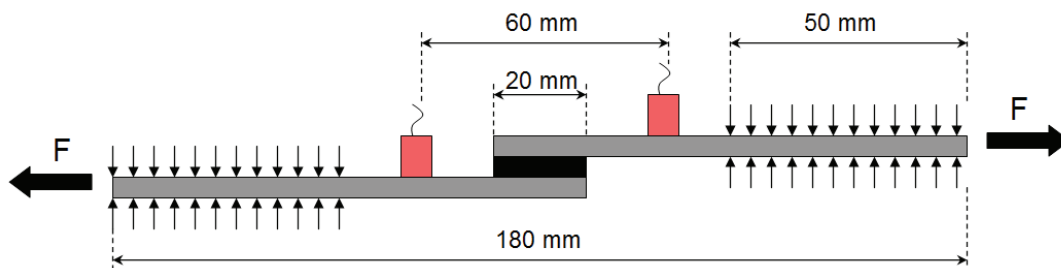


Figure 4-24 Implantation des capteurs pour l'émission acoustique

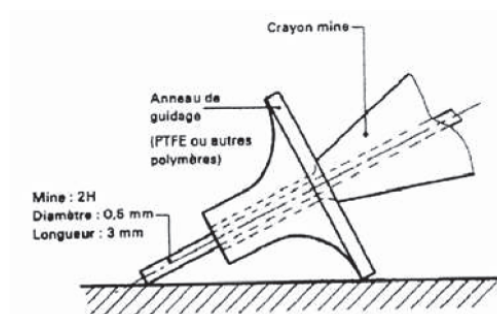


Figure 4-25 Dispositif expérimental pour la génération de source étalon artificiel d'ondes vibrations élastiques

(B) Equipement de thermographie infrarouge

La thermographie infrarouge est une méthode optique sans contact et en temps réel. Elle peut être utilisée pour faire du suivi d'endommagement lors d'essais mécaniques mais également en contrôle non destructif. L'application de cette méthode est basée sur la mesure thermique lorsque l'échantillon présente une source de chaleur. Lorsque l'endommagement se produit dans l'échantillon, il va émettre de l'énergie sous forme d'ondes de chaleur. Le système d'imagerie thermique, va détecter à la surface de la structure, une augmentation locale de température. Cette méthode permet la détection

IV. Propriétés à l'interface

d'inclusions, de délaminage, de décohésions et de fissurations [Hay et al., 2000]. Les avantages et les inconvénients de la thermographie infrarouge couramment cités dans la littérature sont résumés dans le tableau suivant :

Avantages	Inconvénients
Mesure sans contact	Connaissance de paramètres environnementaux (Température, Distance, Emissivité des surfaces, incidences de l'angle d'observation...)
Cartographie 2D et évolution temporelle des températures	
Méthode surfacique à grand rendement	Conditions météorologiques favorables
Mise en œuvre rapide	
Hautes températures possibles	Accessibilité de la zone thermique activée
Possibilité de mesure sur des pièces en mouvement	

Tableau 4-5 Avantages et inconvénients de la thermographie IR

IV.3.3 Paramètres d'essais

Plusieurs conditions de traitement plasma ont été réalisées sur des éprouvettes de simple recouvrement afin d'optimiser celui-ci. Les paramètres étudiés sont la vitesse de la torche, la distance torche-substrat, la compatibilité du matériau du substrat et du matériau surmoulage etc. Dans les essais 5 paramètres ont été étudiés :

- conditions de traitement : vitesse et distance ;
- type de buse (rotative et fixe) et nombre de passages de traitement ;
- type d'architecture du matériau composite ;
- types de matériaux, substrat et injecté.

Notons que toutes les conditions des essais sont détaillées dans l'annexe B. Nous pouvons souligner également que les ruptures d'éprouvette dans cette étude sont soit une rupture d'interface dite « rupture adhésive » soit une rupture dans le composite (Figure 4-26):



(a) Rupture dans le composite (cohésive) **(b)** Rupture à l'interface (adhésive)

Figure 4-26 Surfaces de rupture du BAYCOMP vs BASF XA 3232

IV.3.3.1 Effet des conditions de traitement : vitesse et distance

Dans le cas d'une matrice thermoplastique en polyamide 6, le traitement par plasma d'air peut nettement améliorer l'adhérence entre le composite substrat et le matériau surmoulé. En revanche, ce traitement peut aussi engendrer l'endommagement du composite substrat par des effets dus à la température lors du traitement. Pour cette raison, il est nécessaire d'optimiser le traitement en déterminant la distance à l'interface en fonction des conditions du traitement. Les Figures 4-27 et 4-28 présentent la charge unitaire obtenue en cisaillement pour un composite de type Bond Laminates TEPEX 102 surmoulé respectivement avec du PA6 renforcé BASF XA3232 et C246SIV. Sur ces figures, nous pouvons remarquer deux tendances distinctes. La résistance à l'interface pour le matériau

BASF XA3232 augmente avec la vitesse contrairement à son homologue C246SIV qui présente une meilleure résistance à faible vitesse. De plus, pour ces deux matériaux injectés le mode de rupture est différent. Le BASF XA 3232 injecté donne une rupture dans le composite tandis que le C246SIV injecté donne une rupture à l'interface.

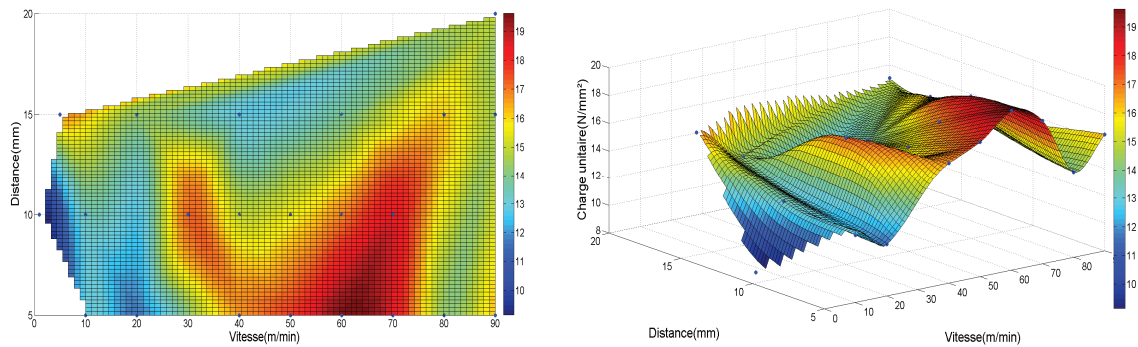


Figure 4-27 Effet de la vitesse et de la distance sur la charge unitaire de rupture des éprouvettes de simple recouvrement (Bond Laminates TEPEX 102 + BASF XA3232)

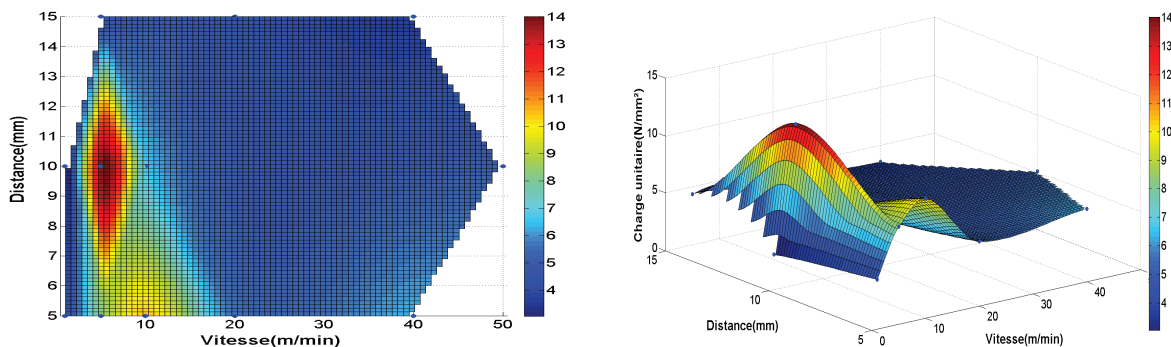


Figure 4-28 Effet de la vitesse et de la distance sur la charge unitaire de rupture des éprouvettes de simple recouvrement (Bond Laminates TEPEX 102 + C 246 SIV)

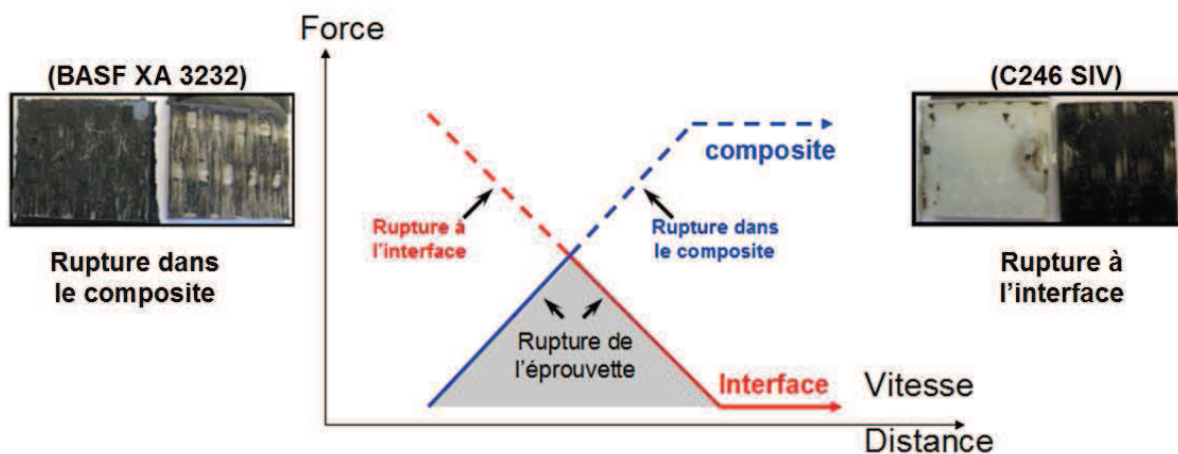


Figure 4-29 Modèle simple présentant la résistance de l'éprouvette en fonction des conditions de traitement

Afin de déterminer les conditions optimales de traitement, deux phénomènes doivent être envisagés. La faible vitesse du traitement, (ou la faible distance), peut engendrer une haute résistance à l'interface composite/PA6 injecté mais cette faible vitesse endommage le substrat du composite. C'est pour cette raison que nous proposons un modèle simple de rupture de l'éprouvette (Figure 4-29). Dans ce modèle

IV. Propriétés à l'interface

la rupture de l'éprouvette résulte de la compétition entre la rupture dans le composite et la rupture à l'interface. Notons que ce modèle peut être présenté à partir des caractérisations des matériaux du substrat et du nylon injecté comme nous pouvons le voir sur la Figure 4-30. Cependant, nous remarquons également que d'autres paramètres peuvent influencer sur la résistance de la liaison. Pour cette raison, deux pics d'adhérence maximale ont été observés pour le matériau de surmoulage BASF XA 3242. Ces mécanismes secondaires seront présentés par la suite.

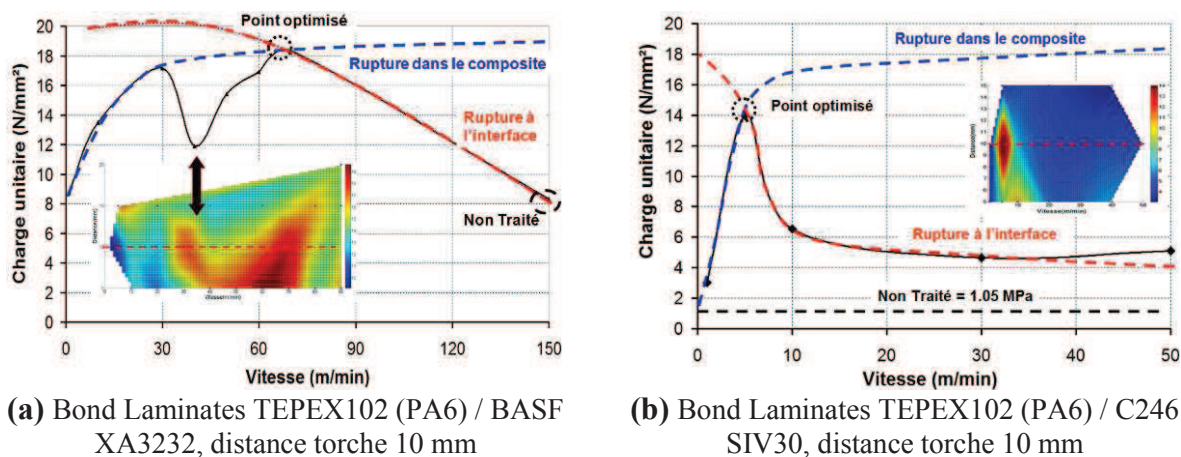


Figure 4-30 Présentation du modèle, en accord avec les caractérisations des matériaux

IV.3.3.2 Influence du type de buse (rotative et fixe), et effet du nombre de passages de traitement

Concernant l'effet du type de buse, la Figure 4-31 montre que le traitement optimum se décale suivant le type de buse. Pour expliquer ce décalage, plusieurs hypothèses ont été proposées : influence de l'inclinaison du jet de plasma, et de la vitesse angulaire de la torche plasma (Figure 4-32). L'inclinaison de la buse rotative augmente la distance du traitement, en comparaison avec son homologue buse fixe. La vitesse angulaire de la buse rotative diminue l'effet thermique qui peut endommager la surface traitée, le flux surfacique diffusé est alors plus faible que pour la buse fixe.

L'augmentation du nombre de passages de traitement permet d'augmenter nettement la résistance à l'interface pour le substrat Bond Laminates TEPEX102 (PA6) et le matériau de surmoulage BASF XA3232 (Figure 4-31 (a)). Cependant cette tendance est uniquement vraie si le traitement par plasma d'air améliore la résistance à l'interface. En effet la résistance à l'interface pour le substrat Bond Laminates TEPEX104 (PP) et le matériau de surmoulage STAMAX (PP), (Figure 4-31 (b)), tend à diminuer si le nombre de passages de traitement augmente.

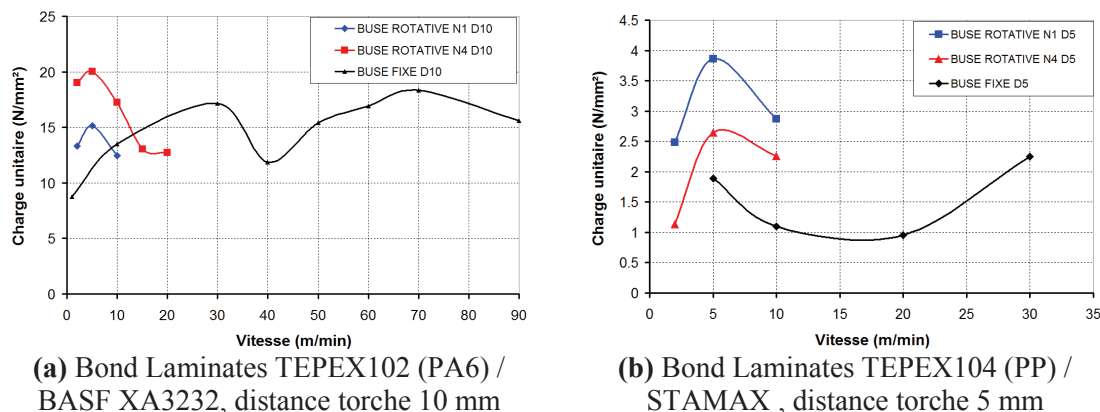


Figure 4-31 Comparaison des types de buse

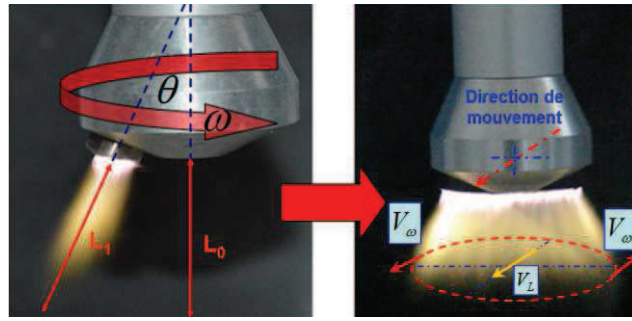


Figure 4-32 Inclinaison et rotation de la buse rotative

IV.3.3.3 Effet du type de nylon

Comme indiqué précédemment, deux types de matériaux de surmoulage, basés sur le thermoplastique polyamide 6 (C246SIV et XA3232) ont été utilisés. Afin de comparer l'adhérence de ces deux matériaux de surmoulage, les mêmes conditions de traitement sur le composite du substrat (Bond Laminates TEPEX 102) ont été considérées. La Figure 4-33 montre clairement que le matériau de surmoulage PA6 XA3232 donne un meilleur résultat que son homologue C246SIV. La rupture dans le composite est nettement observée pour le PA6 XA3232 (Figure 4-34).

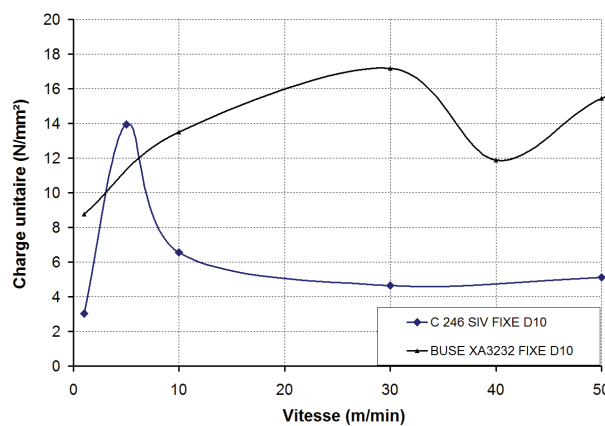
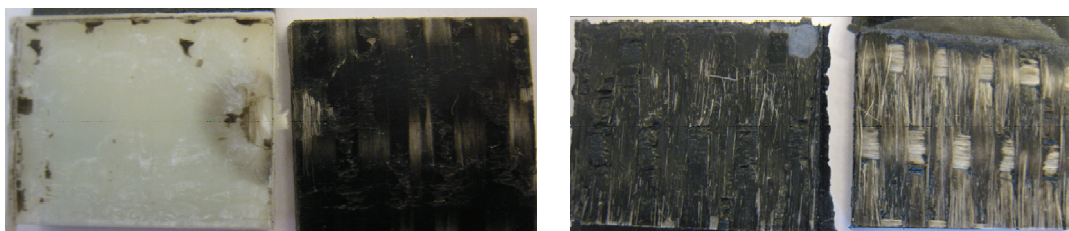


Figure 4-33 Comparaison du type de nylon sur la rupture de l'éprouvette : D=10 mm



(a) C246SIV @ Rhodia

(b) XA3232BK @ BASF

Figure 4-34 Surface de rupture de l'éprouvette suivant le type de nylon

IV.3.3.4 Effet du type de composite

Nous avons également étudié l'effet de l'architecture du substrat des composites. Pour cette étude les mêmes conditions de traitement et de matériau de surmoulage PA6 C246SIV ont été appliquées. La Figure 4-35 montre que le composite Evolite de chez Rhodia donne une meilleure adhérence que son homologue Bond Laminates TEPEX 102. Ces résultats sont liés à la raideur du

IV. Propriétés à l'interface

composite qui influe sur le niveau de flexion local induit, flexion qui augmente la contrainte de traction lors de la sollicitation. Nous remarquons que plus le module d'Young du composite est important et plus la contrainte locale de flexion devient faible. L'éprouvette est alors plus sollicitée en cisaillement et la charge supportée par l'éprouvette augmente, dans le cas du simple recouvrement. Les faciès de rupture confirment cette hypothèse, car le mode d'ouverture caractérisé par la rupture fragile, (avec une surface de rupture lisse), devient important pour le composite Evolite (Figure 4-36) qui présente une forte raideur par rapport à son homologue Bond Laminates TEPEX 102 (Tableau 3-4).

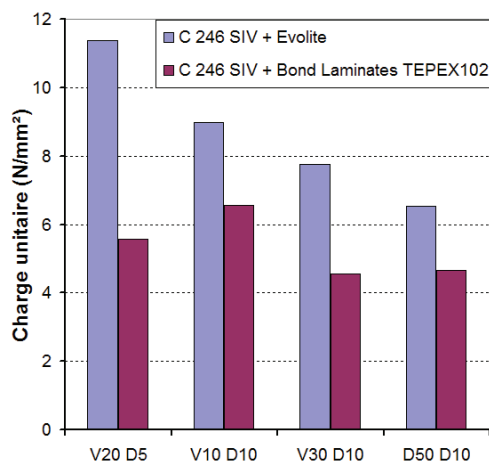
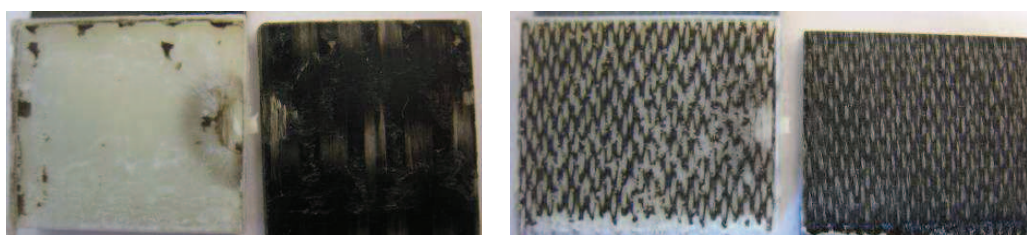


Figure 4-35 Influence du type de composite



(A) Bond Laminates Tepex102

(B) Evolite (Rhodia)

Figure 4-36 Faciès de rupture suivant le composite

IV.3.3.5 Autre type de matériau pour le substrat et l'injection

On a vu que le traitement par plasma d'air peut nettement améliorer l'adhérence entre le composite et le matériau de surmoulage dans le cas de polyamide. En revanche, dans le cas d'un matériau polypropylène, substrat (Bond Laminates TEPEX 104) et matériau d'injection (STAMAX), la résistance à l'interface est moins bonne après traitement (Figure 4-37).

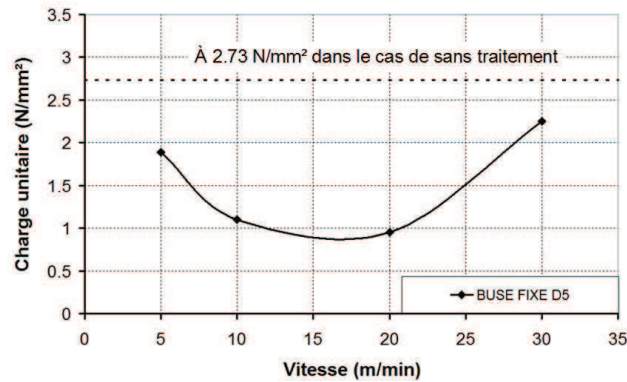


Figure 4-37 Epreuves de simple recouvrement, Bond Laminates TEPEX104 (PP) + STAMAX (PP) distance du traitement 5 mm , 4 vitesses

IV.3.4 Analyse des mécanismes d'adhésion : Observation au MEB et par microscopie optique

Cette partie analyse les mécanismes d'adhésion à partir d'essais de simple recouvrement et en utilisant l'observation des faciès de rupture au MEB.

Les mécanismes d'adhésion, avec les matériaux de surmoulage C 246 SIV et BASF XA, sont différents (Figure 4-27 et 4-28). Pour le C 246 SIV la rupture se produit à interface. La résistance de l'adhérence directe est faible par rapport à celle de la résistance de la résine dans le composite. La Figure 4-38 montre les résistances d'éprouvettes traitées, pour une distance de 10 mm, en fonction de la vitesse. Cette figure montre clairement l'amélioration de la résistance après traitement. Cependant, cette amélioration dépend fortement des paramètres du traitement.

Afin de mieux comprendre ces mécanismes, l'analyse du faciès de rupture par microscope électronique à balayage (MEB) a été utilisée. On trouve que le faciès de rupture à grande vitesse de traitement ressemble à celui d'une surface non traitée. Cette rupture se produit à l'interface : « Rupture adhésive » (Figure 4-39 (a)). Alors que le faciès de rupture pour les éprouvettes traitées à faible vitesse présente une rupture mixte entre la couche mince injectée très proche de l'interface et la résine du composite (Figure 4-39 (b)). Soulignons également la présence de porosités sur la surface côté composite, dues à l'effet du traitement par plasma d'air. Nous avons déjà remarqué cet effet, (§IV.2.2). Du côté surface PA6 injecté, (Figure 4-39 (b)), on trouve de petits champignons. On peut en déduire que les porosités dues au traitement par plasma (Figure 4-40(a)) sont remplies par le PA6 injecté pendant la phase d'injection (Figure 4-40(b)). Ceci permet d'expliquer le mécanisme d'accrochage (Figure 4-40(c)).

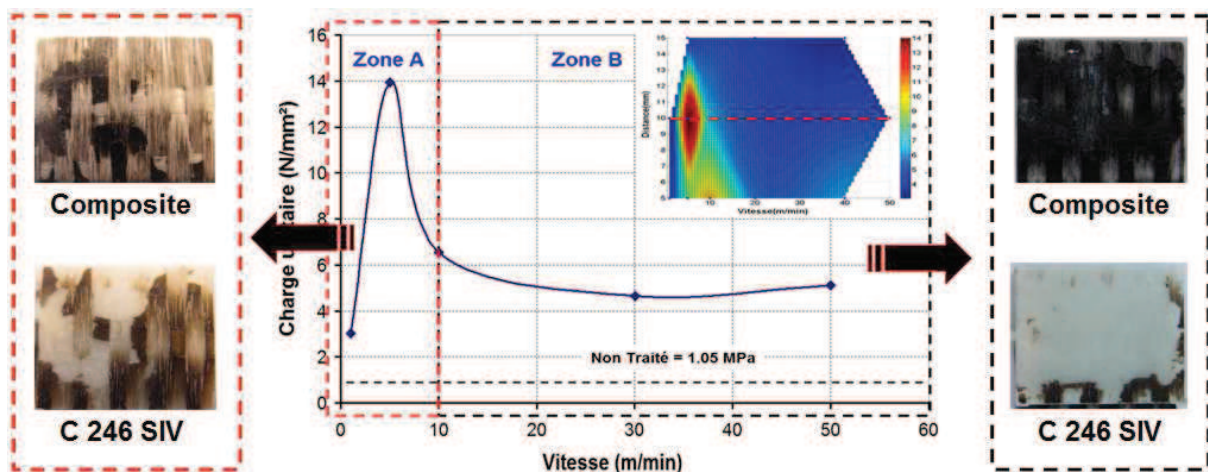


Figure 4-38 Résistance et surface de rupture dans le cas du C 246 SIV

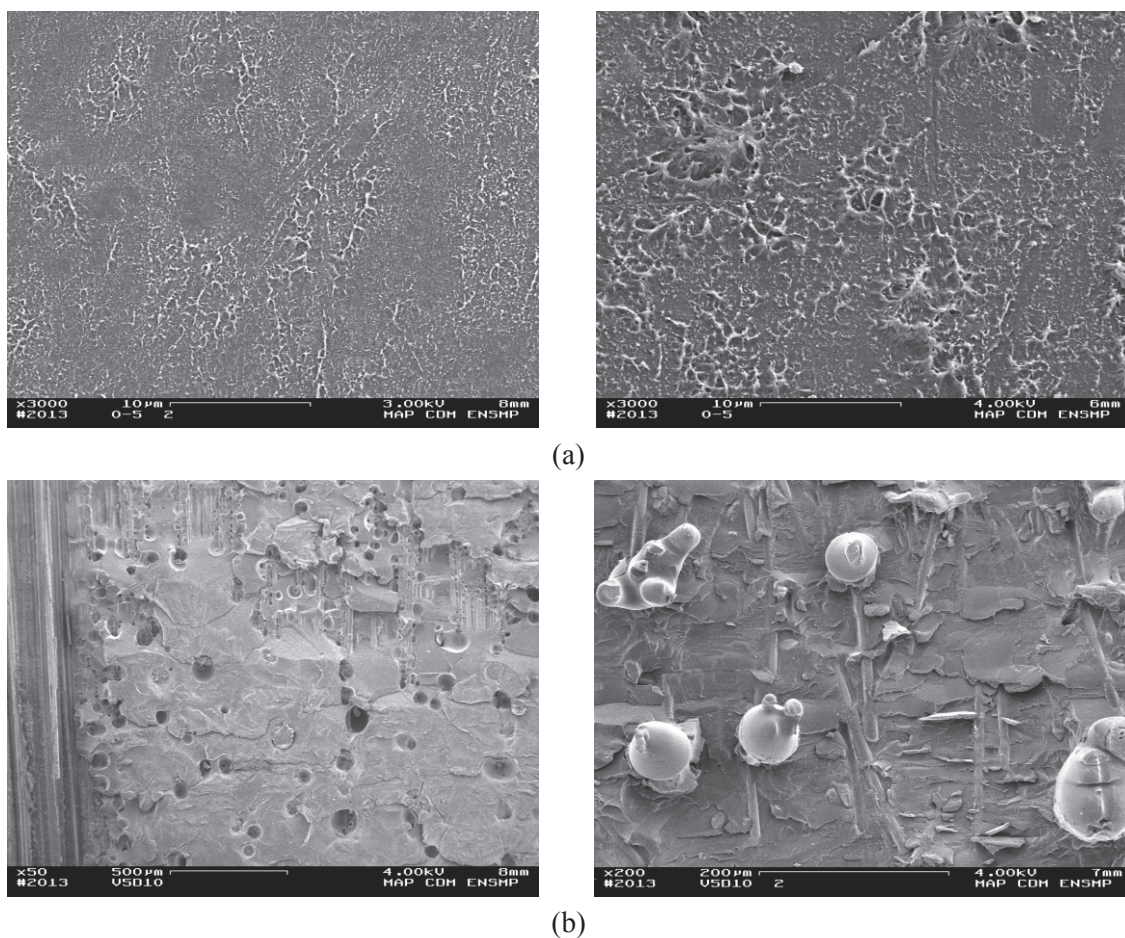


Figure 4-39 Observations de surface au MEB :
 (a) Non traité/ côté du composite (à gauche) et du PA6 injecté (à droite) et
 (b) traité à $V = 5$ m/min $D = 10$ mm/ côté du composite (à gauche) et du PA6 injecté (à droite)

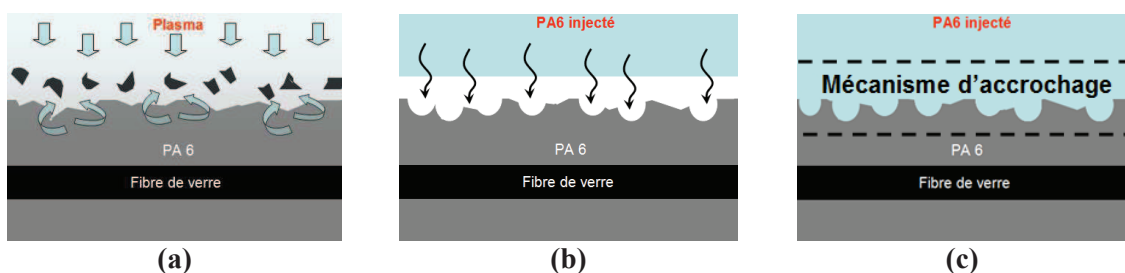


Figure 4-40 Mécanisme d'accrochage
 (a) Traitement par plasma d'air, (b) Remplissage des trous par le PA6 injecté et
 (c) Zone de mécanisme d'accrochage

En résumé, il y a 2 mécanismes pour améliorer la résistance de l'adhérence par traitement par plasma d'air dans le cas du C 246 SIV. Ce sont :

- l'augmentation de l'adhérence directe par liaison chimique ;
- les mécanismes d'accrochage.

Cependant, la résistance à la rupture diminue lorsque le traitement est effectué avec une vitesse trop lente car la chaleur apportée par le jet du plasma devient importante et fond la résine au niveau de

la surface du composite. Des endommagements sont alors induits dans le matériau substrat. La rupture se produit dans le matériau composite, c'est une « rupture cohésive ».

En revanche, le cas du BASF XA 3232 est différent. D'abord, il présente une meilleure résistance interfaciale que son homologue. Sa résistance à rupture est déjà meilleure sans traitement (Figure 4-41). Par ailleurs, le faciès de rupture est mixte. Il évolue d'une rupture dans le composite, à une rupture à l'interface du surmoulage. On trouve deux pics caractéristiques de cet assemblage, contrairement au C 246 SIV, qui n'en présentait qu'un. Nous avons remarqué que pour des vitesses inférieures à 70 m/min, la surface de rupture est dans le substrat composite. La Figure 4-41 montre que le traitement par plasma peut nettement améliorer la résistance interfaciale.

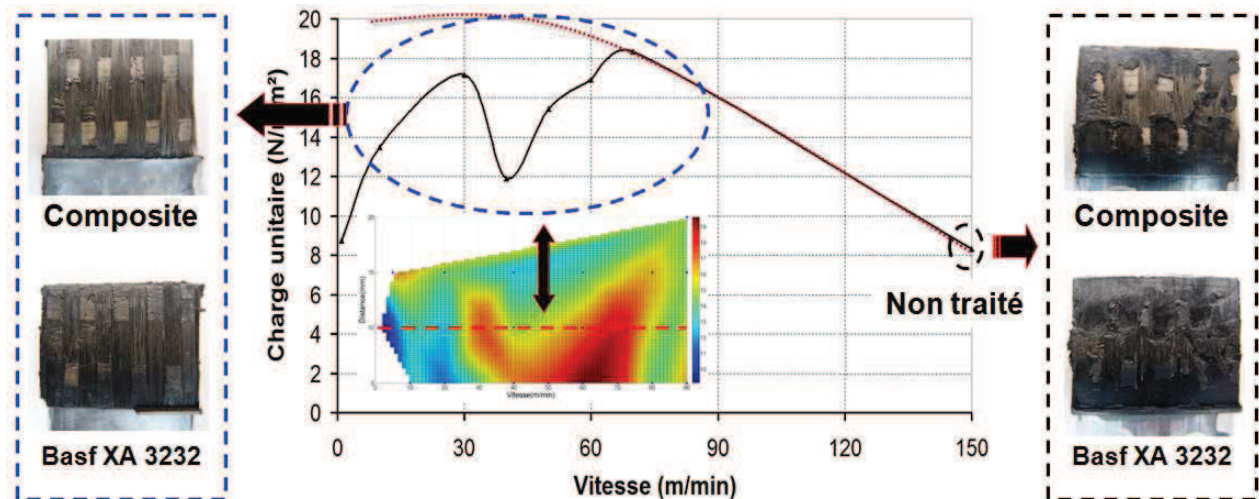


Figure 4-41 Résistance et surface de rupture dans le cas du Basf XA 3232

Pour comprendre les mécanismes d'adhérence, l'analyse du faciès de rupture au MEB, après traitement, a été réalisée. Nous pouvons présenter les mécanismes d'adhérence et d'endommagement suivants :

- l'ancrage mécanique en relation avec la rugosité de surface traitée;
- l'adhérence directe liée au changement des composants chimiques et à la diminution de la contamination sur la surface traitée;
- le mécanisme de collage lié directement à l'épaisseur de résine dans la partie composite en relation avec l'effet thermique du plasma jet ;
- l'apparition de microcavités à l'intérieur de la matière pouvant se produire par la diffusion thermique endommageant l'interface fibre/matrice du composite substrat ;
- la disparition de la couche de résine du composite, due à la forte chaleur du jet plasma, pouvant induire l'endommagement dans le matériau de substrat.

Notons que ces mécanismes, qui sont plus moins prédominants, dépendent des conditions du traitement, du matériau traité et du matériau surmoulé. Le mode de rupture est soit cohésif, soit adhésif ou mixte et la résistance de la rupture est en relation directe avec ces mécanismes.

Notons que le mécanisme par adhérence directe est le mécanisme principal pour toutes les conditions de traitement pour l'éprouvette avec du BASF XA 3232 injecté, les autres mécanismes jouent un rôle plus moins important suivant les conditions de traitement.

Nous trouvons sur la Figure 4-42 les zones:

- Zone 1 : c'est la zone où intervient le mécanisme du collage. L'effet thermique, devient important lorsque la vitesse et la distance diminuent, et amène la diminution de l'épaisseur ou la disparition de la couche de résine sur la partie composite. La rupture se produit soit à l'interface soit dans le composite. Donc, la couche de résine composite se comporte

IV. Propriétés à l'interface

comme la colle sur laquelle la faible épaisseur de colle peut augmenter la résistance à rupture. La Figure 4-43 confirme cette hypothèse car le faciès de la rupture, en mode adhésif dans la zone ayant des fibres sous jacentes, montre l'accentuation du relief au droit des fibres lorsque la vitesse et la distance diminuent;

- Zone 2 : c'est la zone où a lieu le mécanisme d'endommagement. Quand la distance est appropriée, la faible vitesse peut provoquer une diffusion thermique vers l'intérieur de la résine du composite sans trop fondre la couche de résine. La conséquence de cette diffusion est l'apparition de micro cavités dans la résine composite sur lesquelles la rupture a lieu et qui devient le maillon faible. C'est la raison pour laquelle la résistance à la rupture se réduit lorsque la vitesse du traitement diminue. La Figure 4-44 confirme notre l'hypothèse car la rupture se produit en profondeur, à l'interface entre la fibre et la matrice résine dans le substrat composite dans lequel les micros cavités sont très présentes lorsque de la vitesse diminue ;
- Zone 3 : dans cette zone il y a compétition entre le mécanisme de collage et l'endommagement. La diminution de la vitesse et l'augmentation de la distance de traitement permet la disparition des micros cavités du à l'effet thermique. L'effet des micro-cavités devient minoritaire. En revanche, le mécanisme de collage comme pour la zone 1 devient prépondérant ;
- Zone 4 : dans cette zone, comme pour le matériau de surmoulage C 246 SIV, l'ancrage mécanique est important car cette condition de traitement correspond à l'apparition de porosités ; (phénomène déjà présenté sur les Figures 4-8 et 4-39(b)).

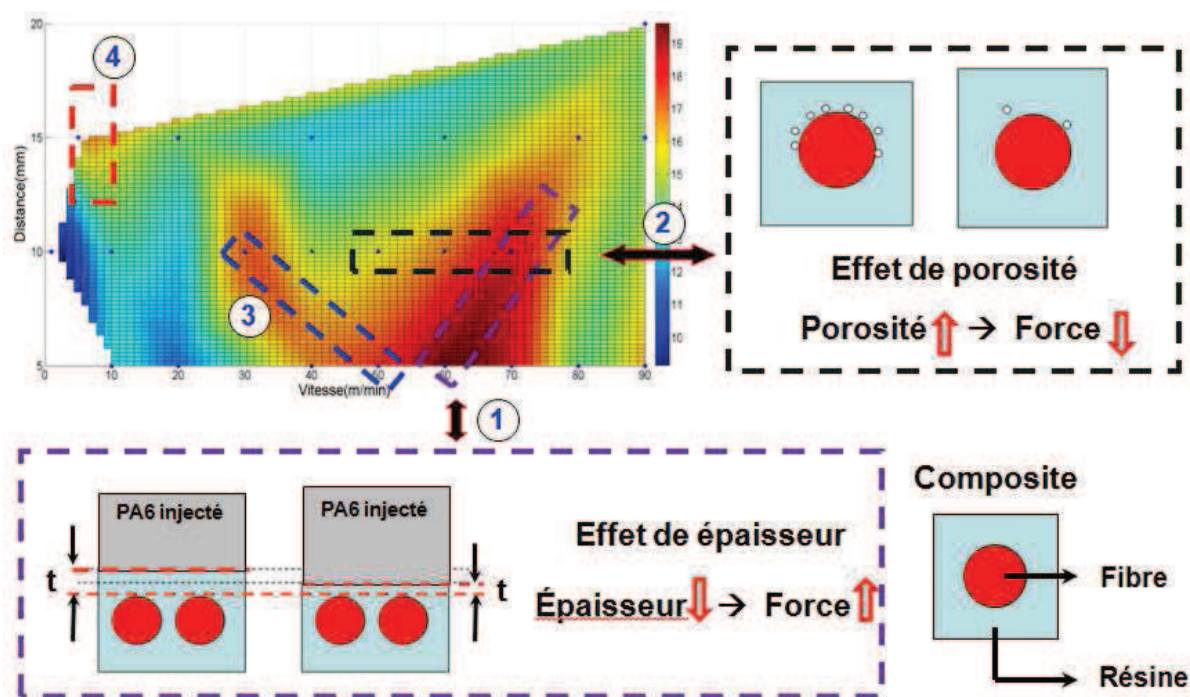


Figure 4-42 Mécanismes résultant du traitement plasma.

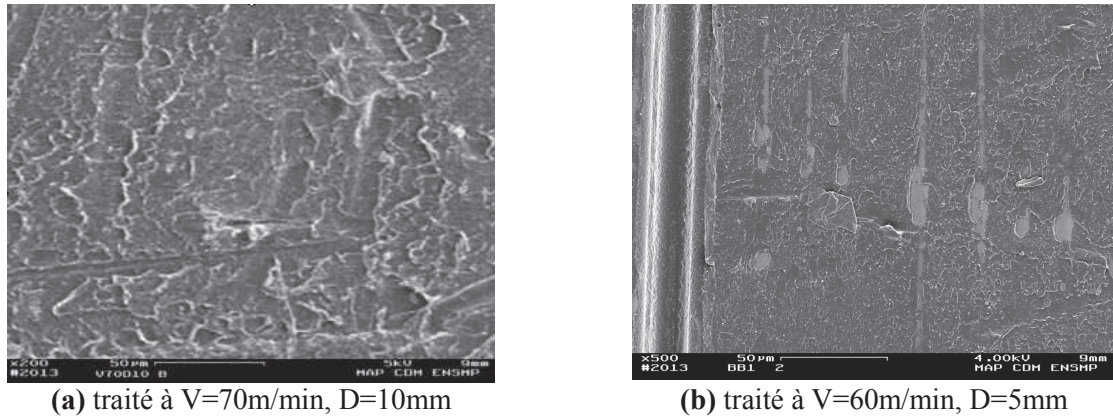


Figure 4-43 Faciès de rupture (rupture adhésive), observé au niveau des zones ayant des fibres sous jacentes

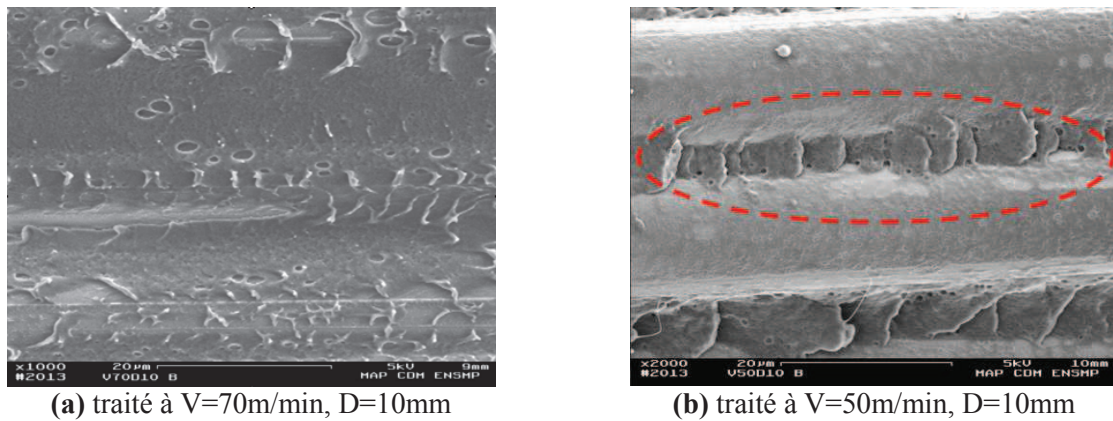


Figure 4-44 Présence de microcavités, dues à l'effet thermique (observations coté composite)

Selon les mécanismes résumés ci-dessus, l'évolution de la résistance de l'éprouvette présentée sur la Figure 4-30(a), comprend 4 phases (Figure 4-45).

- La phase A présente l'augmentation de l'effet de l'adhérence directe qui permet l'augmentation de la résistance interfaciale lors de la diminution de la vitesse. Notons que la rupture dans cette phase se produit à l'interface entre le composite et le PA6 injecté ;
- La phase B se caractérise par l'apparition de micro cavités qui provoquent la diminution de la résistance interfaciale entre fibre et matrice du substrat composite. Dans cette phase la rupture se produit dans le composite ;
- La phase C : durant cette phase l'augmentation de la résistance interfaciale est due à la diminution de la couche de résine composite qui diminue l'effet des micro cavités mais augmente l'effet du collage. La rupture a lieu dans le composite ;
- La phase D : la disparition de la couche de résine du composite amène l'endommagement sur le substrat composite, à cause de la diffusion thermique à faible vitesse. La rupture a lieu dans le composite.

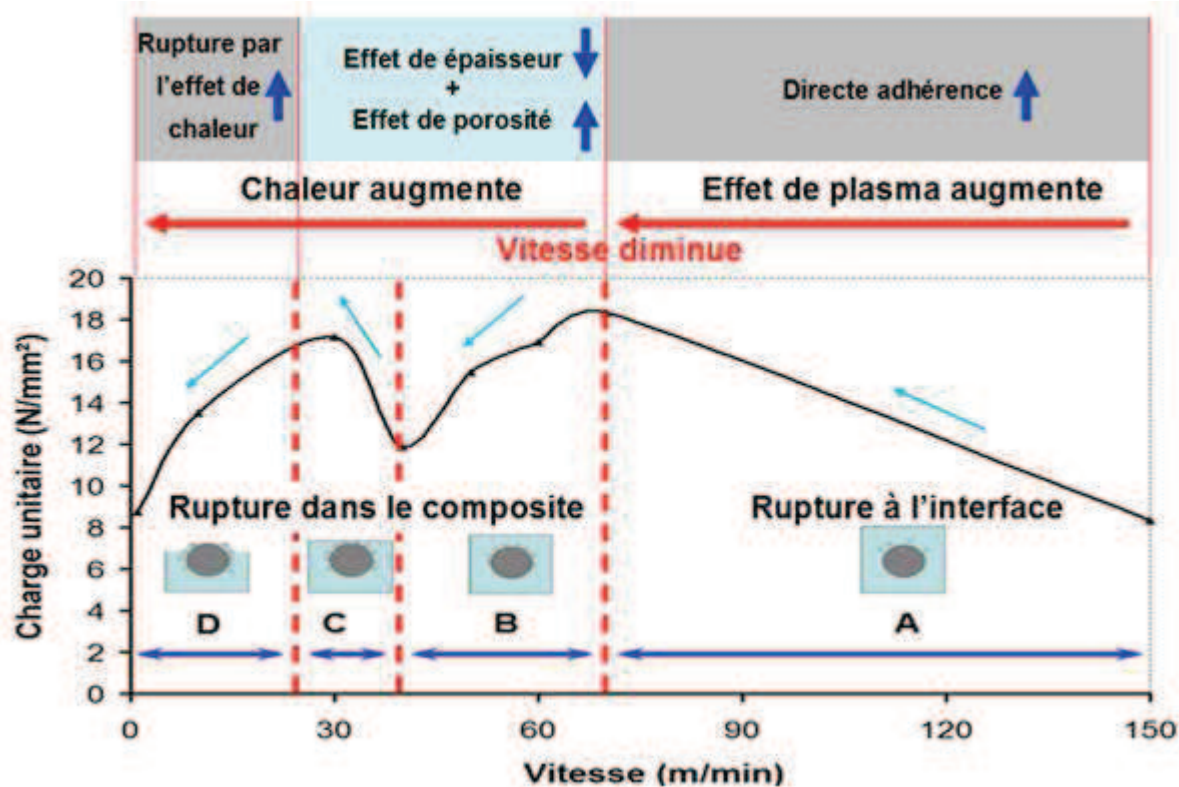


Figure 4-45 Mécanismes de l'adhérence, après traitement par plasma d'air, en relation avec la vitesse, pour une distance donnée (10 mm) pour le BASF XA 3232

IV.3.5 Mécanisme d'endommagement : Emission acoustique (EA) et Rayonnement infrarouge (RI)

Cette partie se propose de suivre les essais pour étudier les mécanismes d'endommagement. Le suivi des essais simple recouvrement jusqu'à rupture s'est fait avec deux moyens d'observation : l'émission acoustique (EA) et la thermographie infrarouge. L'éprouvette utilisée pour l'étude est l'éprouvette de simple recouvrement entre le composite renforcé type C246SIV et le matériau substrat type Bond laminates TEPEX 102. La surface a été traitée par buse rotative en plasma d'air à vitesse = 20 m/min et distance = 5 mm. Les enregistrements des émissions acoustiques ont été réalisés grâce au savoir et à la collaboration de Pongsak Nimdum, attaché de recherche au Centre des Matériaux.

Le dépouillement des résultats d'émission acoustique montre l'évolution de la cinétique d'endommagement et des coups cumulés en fonction de la charge de traction. La Figure 4-46 (a) montre clairement une rupture fragile. L'énergie absolue, (Figure 4-46 (b)), est très faible en début d'essai puis évolue soudainement lors de la rupture de l'éprouvette. En revanche, l'accumulation des signaux acoustique évolue lentement lors de l'essai puis fortement lorsque l'on est proche de la rupture (Figure 4-46 (c)). Ces résultats montrent que les endommagements de très faible énergie se développent avant la rupture mais n'influent pas sur le comportement macroscopique. Ensuite, les endommagements de forte énergie se développent rapidement lors de la rupture. On peut donc supposer que le phénomène de rupture est de type brutal. Après l'initiation de la première fissuration, la propagation de la fissuration se développe très rapidement.

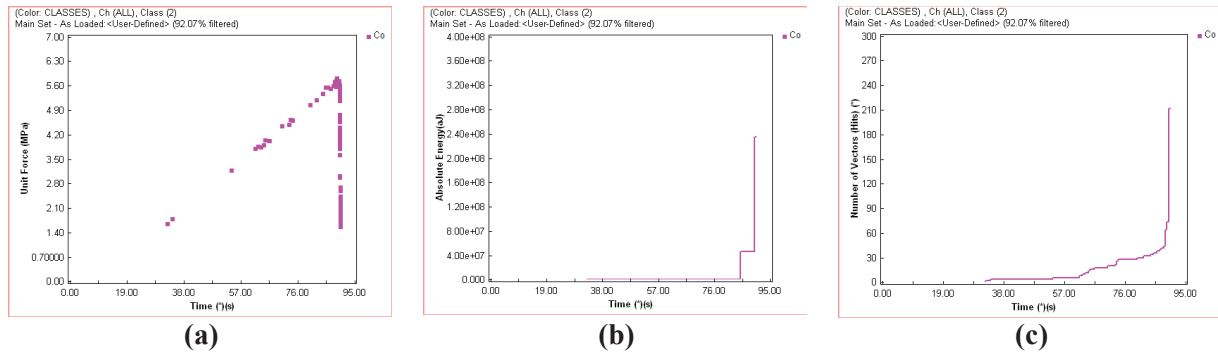


Figure 4-46 Activité d'EA : (a) les signaux acoustiques en fonction de la charge unitaire (b) l'évolution de l'énergie absolue et (c) l'évolution des événements cumulés

Présentons les résultats de la thermographie infrarouge. Les images issues de cette technique sont montrées sur la courbe de la Figure 4-47. On n'a pu détecter de production de chaleur avant la rupture. A 1/50 de seconde avant la rupture, la figure présente la première fissuration au coin, cette fissuration va progresser jusqu'à rupture, sur toute la surface dans l'étape finale. Cela confirme les interprétations précédentes indiquant que la rupture est de type brutal.

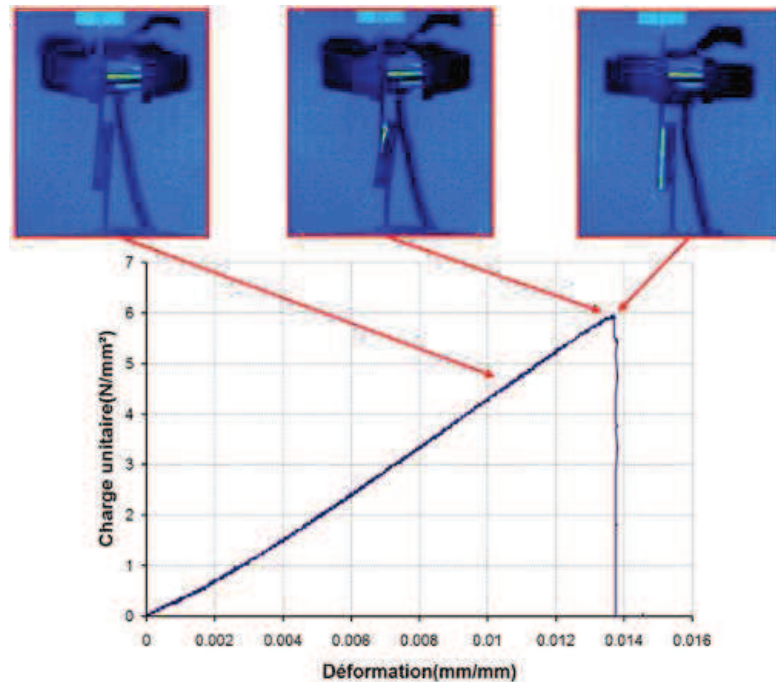


Figure 4-47 Détection par la technique de thermographie infrarouge de la fissuration

IV.3.6 Essais Arcan-Mines

Comme nous l'avons indiqué, l'essai de simple recouvrement ne peut déterminer précisément le comportement de l'interface car il induit un état de contrainte-déformation triaxial et une concentration de contrainte aux bords de l'éprouvette. Pour y pallier, l'essai par un dispositif de type ARCAN-Mines a été proposé.

IV.3.6.1 Objectifs

Pour caractériser le comportement à l'interface entre le matériau substrat (composite tissé) et le matériau surmoulé (PA6 renforcé) jusqu'à rupture, en prenant en compte l'influence de la contrainte de

IV. Propriétés à l'interface

traction et de la contrainte de cisaillement, un dispositif de type ARCAN-MINES à été utilisé. Le but est de déterminer l'enveloppe des états de contrainte à rupture.

IV.3.6.2 Eprouvettes, dispositif Arcan-Mines et moyens d'essais

Dans notre cas, l'éprouvette est constituée d'un échantillon comprenant trois couches telles que (i) les deux parties de composite tissé, (ii) le PA6 injecté et (iii) les deux substrats métalliques (Figure 3-17). Le matériau composite est le Bond Laminates TEPEX 102 (PA6) tandis que les PA6 injectés sont les C246 SIV et BASF XA 3232. Les différents conditions d'essais sont résumés dans le Tableau 4-6.

Substrat	Surmoulage	Conditions de traitement plasma
Bond Laminates TEPEX 102	C246 SIV	Non traité
Bond Laminates TEPEX 102	C246 SIV	Traité : $V=10\text{m/nm}$, $D=10\text{mm}$
Bond Laminates TEPEX 102	BASF XA 3232	Non traité
Bond Laminates TEPEX 102	BASF XA 3232	Traité : $V=40\text{m/nm}$, $D=5\text{mm}$

Tableau 4-6 Différentes éprouvettes testées avec l'essai ARCAN-MINES.

Le dispositif Arcan-Mines applique, au centre de gravité de l'éprouvette, un tenseur de forces composé d'une force normale (N) et d'une force tangentielle (T). L'état de contraintes développé est donc une superposition d'un état de contraintes d'effort normal (traction ou compression) et d'un état de contraintes d'effort tranchant (cisaillement pur). On peut faire varier l'orientation de la force, mais dans cette étude nous avons uniquement utilisé 2 directions (0° et 90°) pour déterminer la résistance interfaciale (Figure 4-48). Notons que toutes les éprouvettes ont été déshydratées sept jours, à 50°C , avant essai.

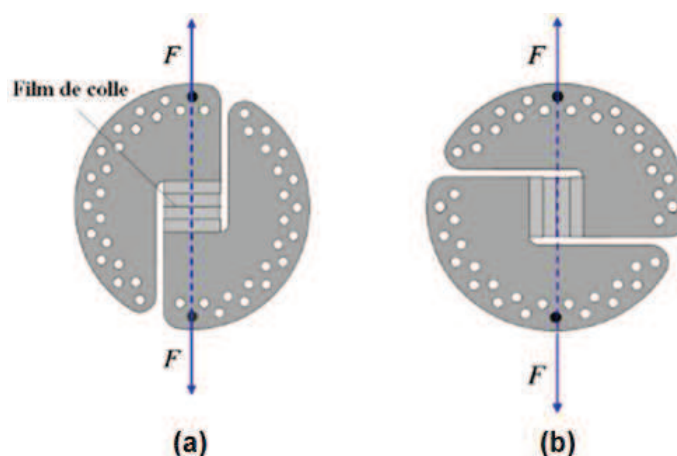


Figure 4-48 Illustrations de deux configurations utilisées : (a) traction triaxiale (angle 0°) et (b) cisaillement (angle 90°)

L'essai a été réalisé sur une machine INSTRON® de capacité 100 kN (Figure 4-49) en contrôlant la vitesse de déplacement à $0,1\text{ mm/min}$, afin d'être dans le domaine quasi-statique. On utilise généralement deux extensomètres, un de chaque côté du joint assemblé, pour apprécier toute flexion parasite.

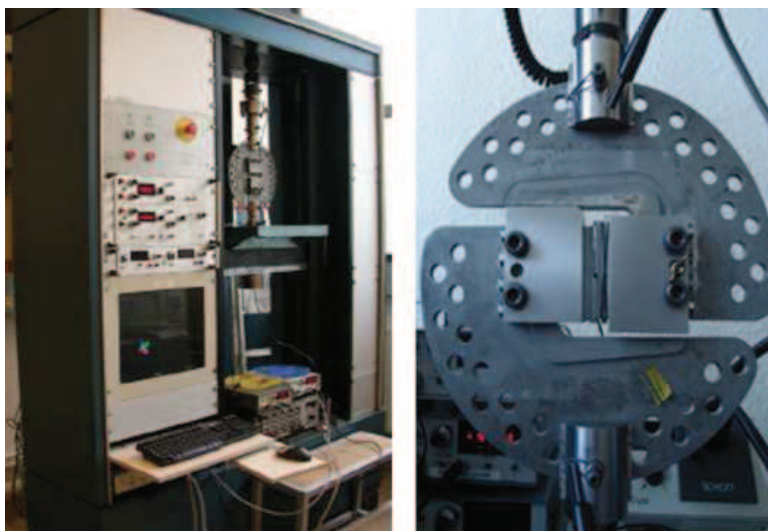


Figure 4-49 Dispositif Arcan-Mines monté sur la machine INSTRON®

IV.3.6.3 Résultats expérimentaux

Les résultats de l'étude du traitement par plasma d'air, pour les directions d'essai 0° (traction) et 90° (cisaillement), sont présentés sur la Figure 4-50, (suivant 4 courbes). Dans le cas du Bond Laminates avec le C246 SIV en cisaillement, l'effet du traitement permet d'augmenter la force de rupture en cisaillement à l'interface d'environ 3,3 fois. De même, la force de rupture pour le cas du Bond Laminates avec le BASF XA 3232 augmente jusqu'à 1.6 fois après traitement, mais la rupture a lieu dans le composite. Cela signifie que la force d'adhérence est plus forte que la résistance du composite. Finalement, on peut calculer la contrainte de traction et la contrainte de cisaillement respectivement suivant l'expression (IV.2) et (IV.3).

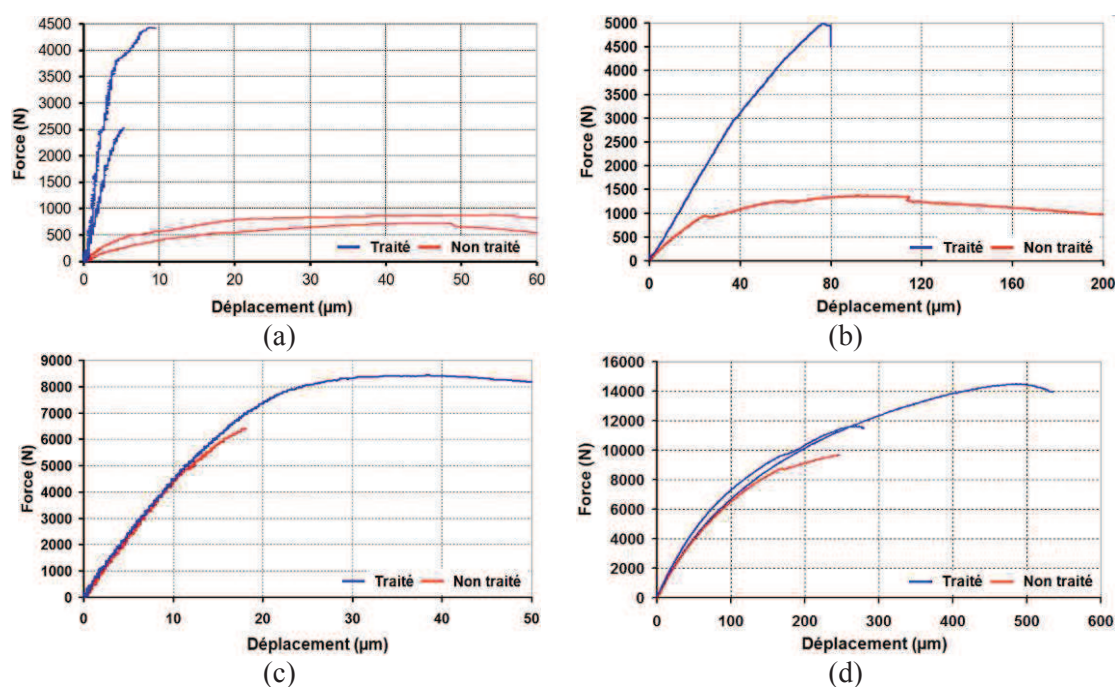


Figure 4-50 Résultats des essais ARCAN-Mines : (a) Bond Laminates TEPEX102 avec C246 SIV en direction 0° , (b) Bond Laminates TEPEX102 avec C246 SIV en direction 90° , (c) Bond Laminates TEPEX102 avec BASF XA3232 en direction 0° et (d) Bond Laminates TEPEX102 avec BASF XA3232 en direction 90°

$$\sigma_n = \frac{F \cos \theta}{S} \quad (IV.2)$$

$$\sigma_t = \frac{F \sin \theta}{S} \quad (IV.3)$$

Le Tableau 4-7 présente la résistance de l'éprouvette au travers de l'essai ARCAN-Mines et de l'essai de simple de recouvrement. Comme déjà souligné, l'essai de simple de recouvrement présente un état de contrainte-déformation triaxial. Pour cette raison, cet essai donne une plus faible résistance que l'éprouvette ARCAN-MINES pour les différentes conditions de traitement. Il est noté que la résistance au cisaillement de l'éprouvette Bond Laminates TEPEX 102 avec du BASF XA3232 injecté atteint l'objectif de 20 MPa en cisaillement.

	Conditions de traitement (Buse fixe)	Cisaillement max (MPa) : ARCAN-MINES	Charge unitaire max (MPa): Simple recouvrement
Bond Laminates TEPEX102 + C246 SIV	Non traité	1,93	1,05
	V=10m/min, D=10mm	7,07	6,30
Bond Laminates TEPEX102 + BASF XA 3232	Non traité	13,81	8,33
	V=40m/min, D=5mm	20,62	12,93

Tableau 4-7 Comparaison entre l'éprouvette ARCAN-MINES et l'éprouvette de simple recouvrement, résistance à l'interface pour les éprouvettes traitées et non traitées

On établit ensuite un critère de plasticité et de rupture par décohésion. Le critère de Drucker-Prager a été utilisé dans cette étude (IV.4) comme étant le mieux adapté pour prédire la limite d'élasticité et le début de décohésion [Joannès, 2007] Ce critère est une généralisation du critère d'origine de Drucker-Prager que l'on retrouve par linéarisation de notre expression avec $a = 2$ [Drucker et Prager, 1952]

$$J^a - \beta R_0^a + (\beta - 1)R_0^{a-1}I_1 = 0 \text{ Avec } \beta \geq 0, a \geq 1 \quad (IV.4)$$

où J est la contrainte équivalente de Von Mises (IV.5) et $\frac{I_1}{3}$ la contrainte moyenne (IV.6)

$$J = \sqrt{\frac{1}{2}((\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2 + \sigma_{23}^2))} \quad (IV.5)$$

$$\frac{I_1}{3} = \frac{1}{3}(\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}) \quad (IV.6)$$

avec $\sigma_{11} = \sigma_n, \sigma_{22} = \sigma_{33} = \frac{\nu}{1+\nu}\sigma_{11}, \sigma_{13} = \sigma_t$ et $\sigma_{12} = \sigma_{23} = 0$ pour l'essai à 0° .

Dans notre cas, le paramètre a dans l'expression (IV.4) vaut 2 et le coefficient de Poisson (ν) 0,41. On peut finalement résumer les valeurs des paramètres de l'expression (IV.4) dans le Tableau 4-8. Ces paramètres du modèle permettent de tracer la contrainte équivalente de Von Mises (J) en fonction de la contrainte hydrostatique (I_1), Figure 4-51.

	Conditions de traitement	βR_0^a , (MPa) ²	$(\beta - 1)R_0^{a-1}$, (MPa) ²
Bond Laminates TEPEX102 + C246 SIV	Non traité	11,29	4,23
	V=10m/min, D=10mm	151,54	12,45
Bond Laminates TEPEX102 + BASF XA 3232	Non traité	583,95	21,03
	V=40m/min, D=5mm	1293,00	35,76

Tableau 4-8 Valeurs des constantes du critère de Drucker – Prager modifié

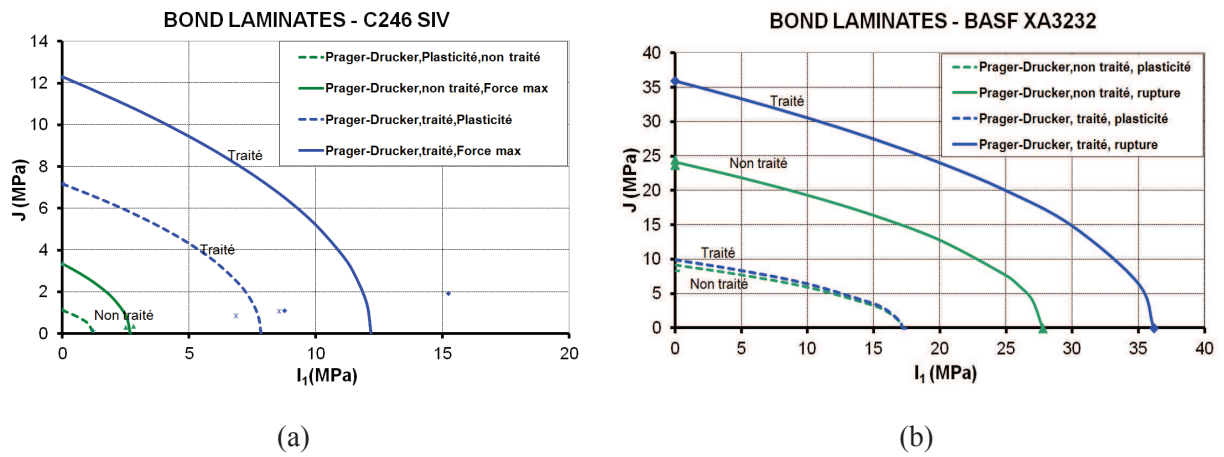


Figure 4-51 Résultats d'identification du seuil de plasticité et de la limite de rupture :
 (a) Bond Laminates TEPEX102 + C246 SIV et (b) Bond Laminates TEPEX102 + BASF XA 3232

Chapitre V

Modèles micromécaniques

Ce chapitre utilise les résultats des essais Arcan-Mines pour évaluer les modules de cisaillement hors plan du composite injecté Polyamide 6. Cet essai présente une bonne fiabilité, contrairement à l'essai de simple recouvrement, car qu'il ne comporte pas de concentration de contraintes au niveau des surfaces libres. La technique de corrélation d'images et l'extensométrie ont été utilisés pour mesurer le champ de déformation sous charge.

Le module de cisaillement hors plan, mesuré avec les essais Arcan-Mines, a été déterminé avec différents modèles micromécaniques afin d'évaluer la fiabilité de ces modèles.

Sommaire

V.1 Synthèse bibliographique

V.1.1 Thermoplastiques renforcés : Paramètres liés au matériau

V.1.2 Orientation des fibres

V.1.2.1 Principaux paramètres influençant l'orientation des fibres

V.1.2.2 Représentation de l'état d'orientation

V.1.2.3 Fonction de distribution de l'orientation

V.1.2.4 Tenseur d'orientation

V.1.2.5 Techniques de mesure

V.1.3 Les modèles micromécaniques

V.1.3.1 Les techniques d'homogénéisation en élasticité

V.1.3.2 Prise en compte de l'orientation

V.1.3.3 Les équation de fermeture

V.2 Méthodes expérimentales

V.2.1 Matériaux, études et éprouvettes de caractérisation

V.2.2 Détermination des propriétés physiques

V.2.3 Détermination des propriétés mécaniques

V.2.3.1 Essais en traction sur le thermoplastique renforcé

V.2.3.2 Essais ARCAN-MINES

V.3 Evaluation des modèles

V.3.1 Les Modèles micromécaniques et les équations de fermeture

V.3.2 Paramètres du PA6 injecté

V.3.3 Fiabilité des modèles pour le comportement dans le plan et hors plan

V.4 Fiabilité des modèles micromécaniques pour les pièces semi-structurales dans la direction hors plan

V.1 Synthèse bibliographique

Comme déjà indiqué dans le chapitre 3, les propriétés du matériau composite renforcé par des fibres courtes, dépendent de l'orientation des fibres dans la matrice. Cette partie sera donc dédiée à la description de l'orientation des fibres, aux modèles micromécaniques qui permettent de prévoir les propriétés du matériau et de prendre en compte les orientations.

V.1.1 Thermoplastiques renforcés : Paramètres liés au matériau

Pour les matériaux composites renforcés par des fibres, la géométrie des fibres (longueurs, diamètres), leurs types (carbone ou verre), l'orientation, la concentration, le taux de charges, le degré d'adhésion entre les fibres et la matrice ainsi que la structure de la matrice, sont des paramètres qui peuvent modifier les propriétés mécaniques globales du matériau [Ferreira et al., 2007].

Les propriétés du polymère utilisé pour les thermoplastiques renforcés, dépendent de la nature chimique, de la morphologie et de l'état physique de sa matrice. La phase amorphe et la phase cristalline ne présentent pas les mêmes comportements. De façon générale, la phase cristalline est beaucoup plus compacte et plus rigide. Enfin le polymère ne présente pas les mêmes caractéristiques dans ses différents états physiques. Par exemple le polymère à l'état vitreux est beaucoup plus rigide qu'à l'état caoutchoutique.

La nature des fibres est un paramètre déterminant, influant sur le comportement mécanique du matériau composite. On distingue plusieurs paramètres:

- **Taux de fibres ou fraction volumique:** Mouhmid et al. [Mouhmid et al., 2006] ont étudié les propriétés mécaniques du polyamide 66 renforcé en poids à 15, 30 et 50 % de fibres de verre. Une augmentation du taux des fibres induit l'augmentation du module d'Young ;
- **Géométrie des fibres :** Thomasson [Thomasson, 1999] a étudié l'influence de la géométrie des fibres de verre court dans le polyamide 66. Le diamètre des fibres ne semble pas avoir d'influence sur le module global. Cependant, la longueur et le type des fibres ont un effet très important sur les propriétés mécaniques ;
- **Interface fibre et matrice :** La durée de vie des matériaux composites en service dépend le plus souvent de la qualité de l'interface matrice/renfort c'est-à-dire de l'adhérence entre le renfort et la matrice. En général, lorsque la résistance de l'interface fibre/matrice est assez élevée, la durée de vie augmente pour un même niveau de contrainte, par rapport à la matrice seule [Siman et al., 1994] ;
- **Condition de mise en forme :** L'injection des composites renforcés comporte trois phases : (i) plastification, (ii) injection et compactage et (iii) refroidissement [Haudin, 2006]. La modification de chaque phase peut changer les propriétés des produits finaux ;
- **Orientation des fibres :** C'est une caractéristique très importante qui peut changer les propriétés mécaniques du matériau.

V.1.2 Orientation des fibres

V.1.2.1 Principaux paramètres influençant l'orientation des fibres

Les paramètres influençant l'orientation des fibres, peuvent être classés en 3 groupes [Redjeb, 2007] :

- **1) paramètres d'injection :** Les paramètres du processus qui ont une influence sur l'orientation finale des fibres sont suivant [Matsuoka et al., 1990] : (i) La température du moule, (ii) la vitesse, (iii) la vitesse de plastification, (iv) la pression de maintien et (v) la température d'injection ;

- **2) Influence du renfort et de la matrice :** il y a 3 paramètres essentiels qui peuvent influencer l'orientation des fibres dans la pièce de composite injecté : (i) la rhéologie de la matrice [Haudin, 2006], (ii) la concentration en fibres et enfin (iii) le rapport de forme des fibres [Horst, 1996] ;
- **3) Influence de la géométrie du moule :** la géométrie de l'écoulement est un paramètre important et joue un rôle majeur sur l'orientation des fibres [Baltenneck et al., 1997]. Deux types d'écoulement vont orienter préférentiellement les fibres. Le premier est le cisaillement simple. Un tel écoulement se rencontre par exemple dans les moules entre plaques parallèles. Une fibre est animée d'un mouvement de rotation périodique dans la direction de l'écoulement comme présenté dans la Figure 5-1. Le deuxième est l'écoulement élongationnel. L'observation d'une fibre dans ce type de géométrie montre que la fibre s'oriente dans le divergent perpendiculairement à la direction d'écoulement et dans le convergent parallèlement à cette direction, comme présenté dans la Figure 5-2 [Megally, 2005].

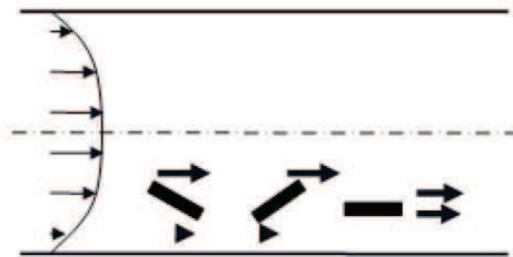


Figure 5-1 Orientation d'une fibre dans un écoulement de cisaillement simple : la fibre a un temps de séjour privilégié dans le sens de l'écoulement [Megally, 2005]

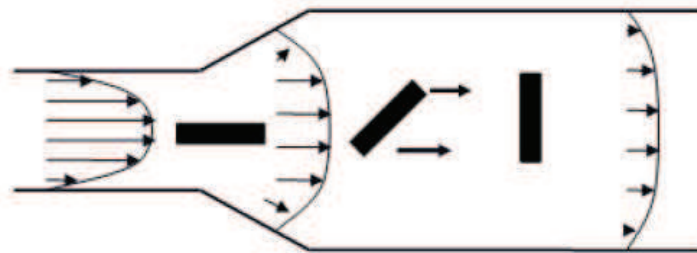


Figure 5-2 Orientation d'une fibre dans un écoulement élongationnel : la fibre tend vers une position stable [Megally, 2005]

V.1.2.2 Représentation de l'état d'orientation

Une fibre de verre est caractérisée dans le repère global lié à un échantillon (X, Y, Z) par la donnée de deux angles d'Euler θ et ϕ , qui permettent de définir un vecteur unitaire d'orientation \vec{P} (V.1) comme présenté sur la Figure 5-3.

$$\vec{p} = \begin{pmatrix} \sin \theta \cos \phi \\ \sin \theta \sin \phi \\ \cos \theta \end{pmatrix} \quad (\text{V.1})$$

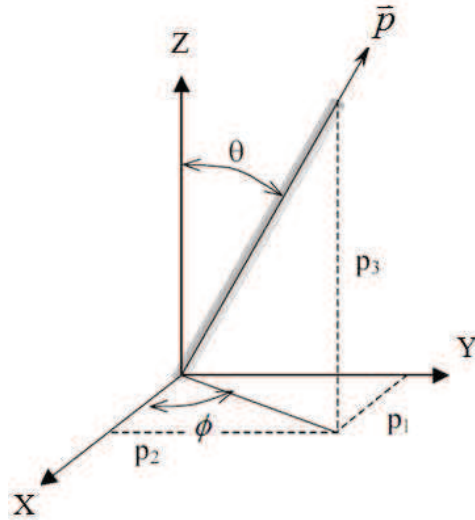


Figure 5-3 Définition de l'orientation d'une fibre

Dans les études présentées, ces angles sont définis de façon conventionnelle [Advani et Tucker, 1987 ; O'Connell et Duckett, 1991 ; Eberhardt et Clarhe, 2001] tels que :

- l'angle θ , appelé angle d'inclinaison, est l'angle formé de l'axe Z à la direction de la fibre;
- l'angle ϕ ou angle azimutal est lui défini dans le plan (X, Y), par rapport à l'axe X.

Notons que les valeurs de θ varient entre 0° et 180° , celles de ϕ entre -90° et 90° . Afin de caractériser l'orientation des fibres dans les pièces injectées, l'axe X est généralement défini comme l'axe d'écoulement de la matière.

Quand on étudie l'orientation d'une population de fibres, il est impossible de saisir les tendances globales de la distribution d'orientation si on travaille avec les données d'orientation de chacune des fibres. Donc, des fonctions de distribution d'orientation et des tenseurs d'orientation ont été proposées afin de décrire la distribution d'orientation des fibres dans un matériau.

V.1.2.3 Fonction de distribution de l'orientation

En général, une description de l'orientation des fibres dans les pièces injectées peut être apporté par l'utilisation de la fonction de distribution d'orientation $\psi(\theta, \phi)$, proposée à l'origine par Tucker III [Tucker et Folgar, 1983 ; Advani et Tucker, 1987 ; Jain et Wetherhold, 1992] et qui décrit la probabilité de trouver des fibres orientées à (θ, ϕ) dans le matériau.

$$P = \int_{\theta}^{\theta+d\theta} \int_{\phi}^{\phi+d\phi} \psi(\theta, \phi) \sin \theta d\theta d\phi ; [\psi(\theta, \phi) \rightarrow \psi(\bar{p})] \quad (\text{V.2})$$

ψ est une fonction paire : $\psi(\bar{p}) = \psi(-\bar{p})$, et normée $\int_{\Omega} \psi(\bar{p}) d\omega = 1$, où Ω désigne la sphère unité et $d\omega$ désigne un élément d'aire de la sphère unitaire.

Si on étudie des distributions 2D, les distributions d'orientation peuvent être déterminées, $\psi_{\theta}(\theta)$ dans le plan (X,Y) et $\psi_{\phi}(\phi)$ par rapport à l'axe Z. Les fonctions de distribution des probabilités d'orientation $P_{\theta}(\theta)$ et $P_{\phi}(\phi)$ sont alors facilement calculées. Par exemple, la probabilité $P_{\phi}(\phi)$ de trouver une fibre orientée dans un intervalle $[\phi - \phi_1; \phi + \phi_1]$ vaut alors :

$$P_\phi(\phi) = \int_{\phi-\phi_1}^{\phi+\phi_1} \psi(\phi') d\phi' \quad (V.3)$$

Ces représentations, qui permettent d'appréhender plus facilement la distribution d'orientation d'un ensemble de fibres, comme le montre l'exemple de la Figure 5-4, sont souvent discrètes et non continues, lorsqu'elles sont déterminées à partir de mesures expérimentales.

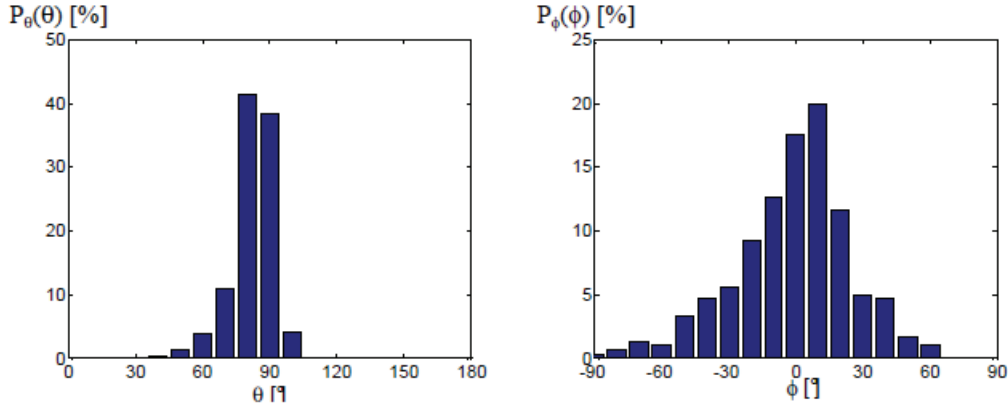


Figure 5-4 Représentation discrète des fonctions de distribution de probabilité d'orientation $P_\theta(\theta)$ et $P_\phi(\phi)$ dans le cas d'un polyamide injecté et chargé de 30% en poids de fibres de verre [Redjeb, 2007]

V.1.2.4 Tenseur d'orientation

Les tenseurs d'orientation ont été introduits à l'origine par Hand [Hand, 1962]. Ils présentent l'avantage d'avoir la même forme tensorielle que les représentations du comportement élastique des composites, c'est pourquoi ils sont souvent utilisés dans les modèles micromécaniques, quand l'orientation des fibres est prise en compte. Ces tenseurs sont définis comme les moments de la fonction ψ [Advani et Tucker, 1987]. Les composantes des tenseurs d'ordre 2 symétrique ($\underline{\underline{a}}^\psi$) et d'ordre 4 (\mathbf{A}^ψ) sont respectivement définies par les équations (V.4) et (V.5):

$$\underline{\underline{a}}^\psi = \int_{\Omega} p_i p_j \psi(\bar{p}) d\bar{p} \quad \underline{e}_i \otimes \underline{e}_j, \quad i, j \in [1,3] \quad (V.4)$$

$$\mathbf{A}^\psi = \int_{\Omega} p_i p_j p_k p_l \psi(\bar{p}) d\bar{p} \quad \underline{e}_i \otimes \underline{e}_j \otimes \underline{e}_k \otimes \underline{e}_l, \quad i, j, k, l \in [1,3] \quad (V.5)$$

Où Ω est une sphère unitaire, \bar{p} le vecteur unitaire parallèle à la fibre. Bien que les tenseurs d'ordre supérieur se calculent sur le même principe, on se limite ici au rang 2 et 4, car ce sont les seuls qui nous seront utiles par la suite.

Lorsqu'une seule fibre k d'orientation (θ^k, ϕ^k) est considérée, il résulte de l'équation (V.4) que les composantes du tenseur d'ordre 2 ($\underline{\underline{a}}^{\psi,k}$) sont simplement :

$$\underline{\underline{a}}^{\psi,k} = \begin{bmatrix} \sin^2 \theta^k \cos^2 \phi^k & \sin^2 \theta^k \cos \phi^k \sin \phi^k & \sin \theta^k \cos \theta^k \cos \phi^k \\ \sin^2 \theta^k \cos \phi^k \sin \phi^k & \sin^2 \theta^k \sin^2 \phi^k & \sin \theta^k \cos \theta^k \sin \phi^k \\ \sin \theta^k \cos \theta^k \cos \phi^k & \sin \theta^k \cos \theta^k \sin \phi^k & \cos^2 \theta^k \end{bmatrix} \quad (V.6)$$

Dans le cas où n fibres sont considérées, le tenseur moyen d'orientation peut être obtenu en moyennant les contributions de chacune des fibres. Si l'orientation de la k^{ième} fibre est représentée par \vec{p}^k , alors les composantes du tenseur d'ordre 2 (\underline{a}) de l'équation (V.4) peuvent être calculées par l'approche discrète suivante :

$$a_{ij} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n a_{ij}^k = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n p_i^k p_j^k \quad (V.7)$$

Il est évident que de même, le tenseur d'ordre 4 d'une seule fibre est immédiatement obtenu, alors que celui d'une population de n fibres nécessite des opérations de moyenne comme dans l'équation (V.5).

$$a_{ijkl} = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n a_{ijkl}^k = \frac{1}{n} \sum_{k=1}^n p_i^k p_j^k p_k^k p_l^k \quad (V.8)$$

L'interprétation physique des composantes du tenseur d'ordre 2, dans une base orthonormée, est la suivante: les composantes a_{11} , a_{22} et a_{33} quantifient respectivement l'alignement des fibres suivant e_1 , e_2 et e_3 . En d'autres termes, dire que $a_{11} = 1$ signifie que toutes les fibres sont orientées suivant la direction e_1 . Par ailleurs, $a_{11} = 0$ indique que toutes les fibres sont perpendiculaires à e_1 , c'est-à-dire qu'elles appartiennent au plan (e_2, e_3). La Figure 5-5 illustre les valeurs prises par les composantes du tenseur \underline{a}^ψ pour différentes orientations dans le cas tridimensionnel.

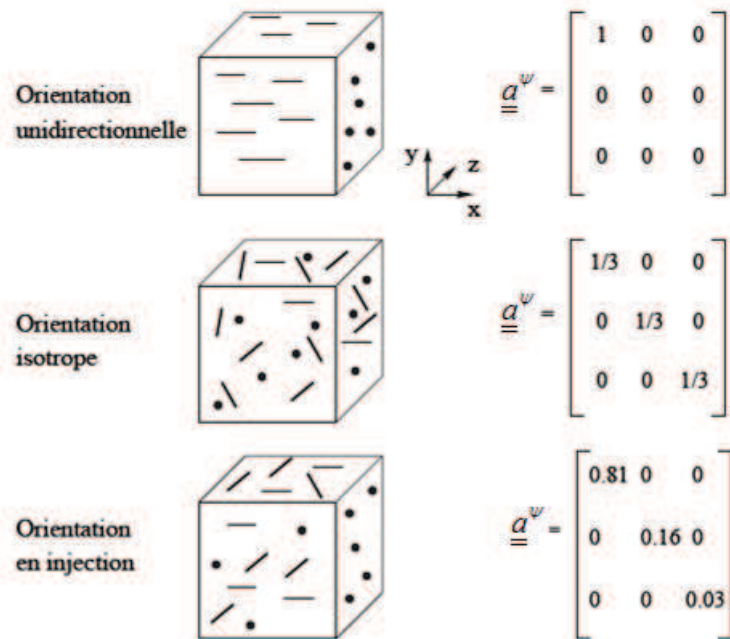


Figure 5-5 Exemple de tenseurs d'orientation \underline{a}^ψ pour différentes orientations dans le cas 3D. [Redjeb, 2007]

Connaissant les vecteurs propres E_i ($1 \leq i \leq 3$) du tenseur d'ordre 2, il est possible de décrire l'état d'orientation des fibres à l'aide d'un ellipsoïde. En effet, Advani [Advani et Tucker, 1987] propose de représenter les tenseurs d'ordre 2 sous la forme d'un ellipsoïde. Les vecteurs propres et les valeurs propres du tenseur d'orientation donnent respectivement la direction et la longueur des axes de l'ellipsoïde comme le montre la Figure 5-6.

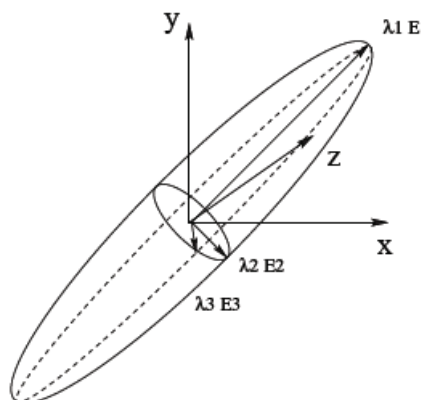


Figure 5-6 Représentation ellipsoïdale du tenseur \underline{a}^{ψ} [Altan et al., 1990]

V.1.2.5 Techniques de mesure

Afin de connaître les tenseurs d'orientation des fibres (\underline{a}^{ψ}), deux méthodes ont été utilisées. La première est la prédiction de l'orientation des fibres par le logiciel MoldFlow[®] ; ce programme est basé sur le modèle de Folgar et Tucker [Bensahkoun, 2006]. Cette méthode permet de simuler à la fois une procédure d'injection et une estimation des orientations locales des fibres. L'avantage de cette technique est sa facilité d'utilisation, en particulier dans les pièces structurales. Cependant les prédictions sont peu fiables dans les zones à géométrie complexe, (des écarts supérieurs à 30% par rapport aux mesures expérimentales sont parfois obtenus) [Bensahkoun, 2006].

La seconde méthode utilise la technique d'analyse d'image pratiquée sur des sections. Cette technique sera présentée dans le paragraphe suivant. L'avantage de cette méthode est de donner l'orientation réelle des fibres sur la surface observée, mais on ne peut pas observer toutes les sections de l'éprouvette injectée. Dans le cas de géométrie d'éprouvette non complexe, cette méthode d'observation est privilégiée pour des distributions assez homogènes.

Afin d'obtenir la meilleure qualité d'observation pour les surfaces traitées pour l'analyse d'images, la microscopie électronique à balayage (MEB) a été utilisée afin d'examiner la distribution de renforts dans les matériaux composites. Le principe consiste à analyser l'empreinte elliptique de chaque fibre, sur des sections polies du matériau et de traduire les données obtenues en termes d'orientation. [Roulin-Moloney, 1989 ; Leterrier, 1991 ; Avèrous, 1995 ; Saint-Martin, 2003].

Le grossissement en microscopie électronique à balayage, (20 à 10^5), n'est pas la principale raison du choix de cette technique pour l'observation des surfaces, car les fibres ont en général un diamètre d'environ $10 \mu\text{m}$; un grossissement de 250 fois, (microscope optique), conviendrait pour distinguer finement les ellipses et pour obtenir un nombre significatif de fibres. La microscopie électronique à balayage a cependant été utilisée, car elle peut donner le contraste nécessaire entre les phases, ce qui n'est pas le cas de la microscopie optique. Ce contraste est nécessaire pour des traitements ultérieurs par des logiciels d'analyse d'images d'une matrice en polyamide naturel renforcé de fibres de verre (Figure 5-7).

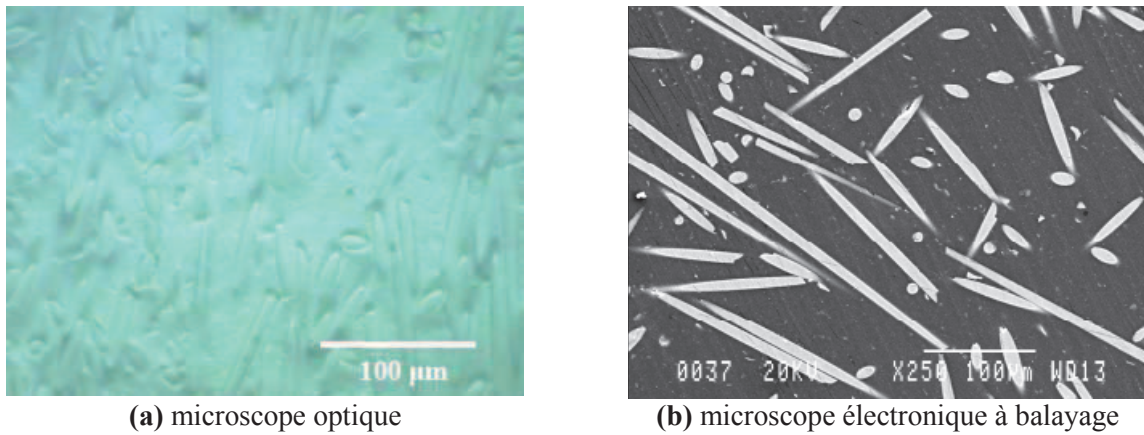


Figure 5-7 Contraste entre phases, dans un composite polyamide /fibres de verre, lors de l'observation par microscopie optique (a) et au MEB (b)

Dans le cas de composites renforcés de fibres courtes, si on considère que ces dernières sont de section circulaire, alors l'intersection d'un plan de coupe (X, Y) avec une fibre forme une ellipse, dont les dimensions sont a et b , (Figure 5-8).

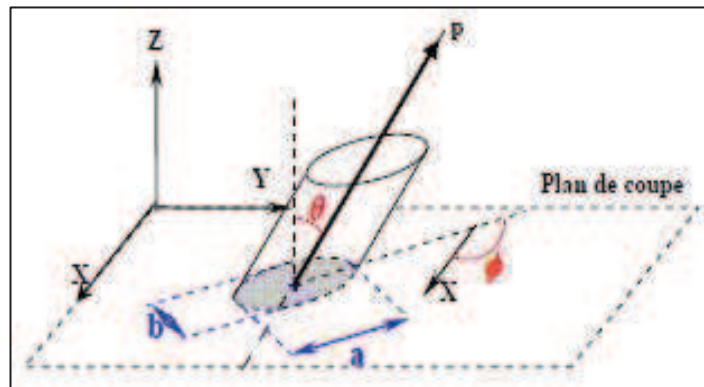


Figure 5-8 Intersection d'une fibre avec un plan de coupe

L'usage d'un logiciel d'analyse d'image permet d'identifier chaque fibre comme une ellipse et détermine automatiquement les caractéristiques de l'ellipse, c'est-à-dire les coordonnées (x_c, y_c) de son centre, ses dimensions a et b , ainsi que son angle dans le plan de coupe, par rapport à une direction de référence (appelé ϕ dans le paragraphe V.1.2.2). L'angle d'inclinaison θ est déduit par la relation :

$$|\theta| = \arccos\left(\frac{b}{a}\right) \quad (\text{V.9})$$

Cependant l'angle d'inclinaison peut avoir deux positions possibles: en effet, deux fibres orientées à $+\theta$ et $-\theta$, par rapport à l'axe Z, forment la même ellipse sur le plan de coupe, (Figure 5-9). Ce phénomène affecte l'identification des valeurs a_{13} et a_{23} dans le tenseur d'orientation d'ordre 2.

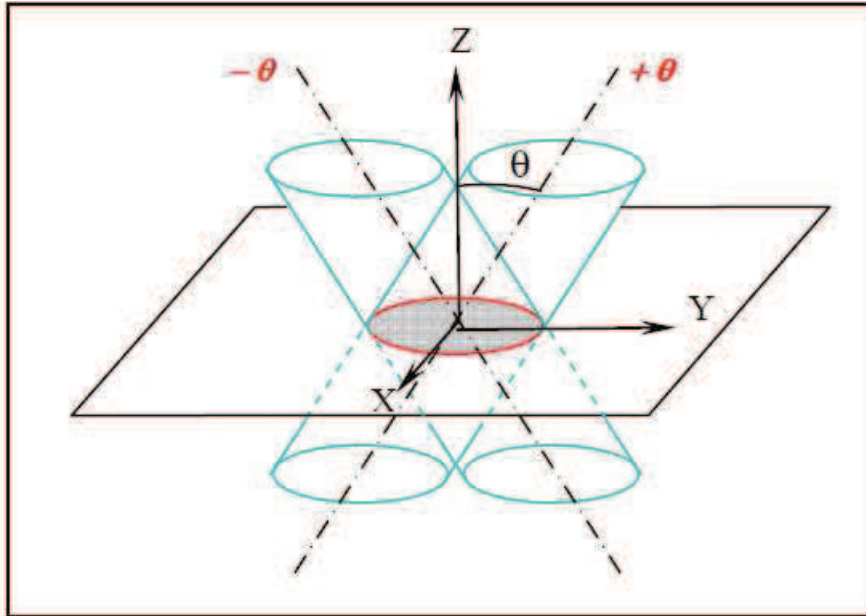


Figure 5-9 Non détermination du signe de θ , à partir des paramètres de l'ellipse

Afin de résoudre ce problème, la microscopie électronique à balayage a été utilisée pour observer la surface du matériau à deux profondeurs (méthode non destructive), grâce à la maîtrise de la profondeur du plan focal (une dizaine de microns). Si lors de l'observation des échantillons, la tension est suffisamment forte, une ombre grise apparaît à l'une des extrémités de l'ellipse (Figure 5-10). Cette ombre correspond à la faible quantité de matrice recouvrant la fibre qui pénètre dans le matériau. Il est ainsi possible de connaître l'inclinaison de la fibre. Ainsi, on peut effectuer 2 niveaux d'observation :

- un seuillage haut qui exclut l'ombre de chaque ellipse et aboutit à une première image binaire qui sert de référence,
- un seuillage bas qui inclut l'ombre et crée une deuxième image binaire, avec des ellipses plus grandes et donc un décalage des centres.

Le principe de l'ombre et du double seuillage a été appliqué par Avérous, puis Saint-Martin [Avérous et al., 1995; Saint-Martin et al., 2002].

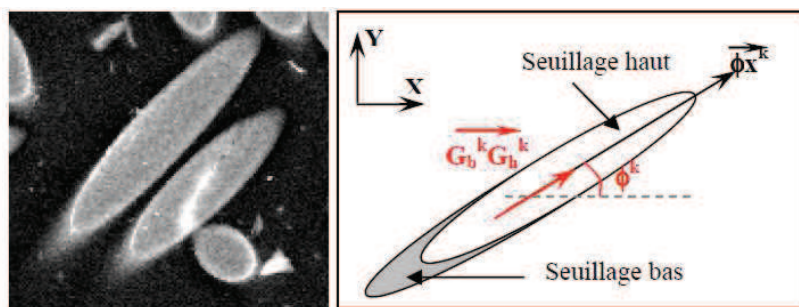


Figure 5-10 Représentation du vecteur déplacement du centre de gravité $\overrightarrow{G_b^k G_h^k}$ d'une ellipse

Les caractéristiques des ellipses des deux images binaires sont déterminées par l'utilisation du logiciel d'analyse d'images. C'est ainsi que les paramètres a^k , b^k , ϕ^k et $|\theta^k|$ et les coordonnées du centre de gravité G_h^k sont mesurés pour chaque ellipse sur l'image de référence (seuillage haut) ; sur la deuxième image, seules les coordonnées du centre de gravité G_b^k et l'angle ϕ^k de chaque fibre sont

nécessaires. L'indétermination est alors levée en évaluant le sens du vecteur $\overrightarrow{G_b^k G_h^k}$, correspondant au déplacement du centre de gravité de l'ellipse (Figure 5-10). De cette manière, le problème d'ambiguïté d'orientation peut être résolu à partir de l'observation d'un seul plan de coupe.

V.1.3 Les modèles micromécaniques

Les modèles micromécaniques sont développés pour prédire les propriétés élastiques des matériaux composites renforcés par des fibres courtes et relie deux échelles de description du matériau: (i) une échelle microscopique, relative aux hétérogénéités du matériau et (ii) une échelle macroscopique correspondant à l'échelle de la structure étudiée. Le principe du passage micro-macro consiste à définir un matériau fictif homogène, équivalent au matériau réel hétérogène d'un point de vue comportement : on parle d'un processus d'homogénéisation du matériau.

L'homogénéisation se fait via l'opération de la moyenne sur un Volume Élémentaire Représentatif (VER) du matériau. Si on considère un matériau hétérogène, dont le V.E.R. est représenté sur la Figure 5-11 : c'est sur ce volume que sera calculé le comportement du milieu homogène équivalent et dans notre cas, il s'agit d'une matrice polymère m dans laquelle est immergée une hétérogénéité f qui représentera la fibre.

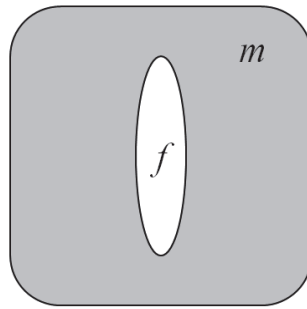


Figure 5-11 Définition du matériau hétérogène

La contrainte ($\underline{\underline{\sigma}}$) et la déformation ($\underline{\underline{\varepsilon}}$) du matériau hétérogène sont calculés par intégration de la contrainte ($\underline{\underline{\sigma}}$) et de la déformation ($\underline{\underline{\varepsilon}}$) microscopiques dans un volume (V) suivant l'équation (V.10).

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{1}{V} \int_V \underline{\underline{\sigma}}(x) dx \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\varepsilon}} = \frac{1}{V} \int_V \underline{\underline{\varepsilon}}(x) dx \quad (\text{V.10})$$

Ce matériau se compose de 2 phases : l'hétérogénéité (f) et la matrice (m). La somme des volumes de chaque phase est égale au volume total, ($V_f + V_m = V$). On peut donc calculer la contrainte dans chaque phase et la contrainte moyenne suivant respectivement les équations (V.11) et (V.12).

$$\underline{\underline{\sigma}}^f = \frac{1}{V_f} \int_{V_f} \underline{\underline{\sigma}}(x) dx \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\sigma}}^m = \frac{1}{V_m} \int_{V_m} \underline{\underline{\sigma}}(x) dx \quad (\text{V.11})$$

$$\underline{\underline{\sigma}} = \frac{V_f \underline{\underline{\sigma}}^f + V_m \underline{\underline{\sigma}}^m}{V} = v_f \underline{\underline{\sigma}}^f + v_m \underline{\underline{\sigma}}^m \quad (\text{V.12})$$

Où v_f et v_m sont les fractions volumiques des deux phases f et m ; et la déformation moyenne s'écrit:

$$\underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}} = v_f \underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}}^f + v_m \underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}}^m \quad (\text{V.13})$$

Les contraintes et les déformations moyennes sont reliées par le tenseur de rigidité \mathbf{C} , suivant l'équation (V.14). On peut écrire la contrainte moyenne en combinant les équations (V.13) et (V.14) : équation (V.15)

$$\underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\sigma}}}} = \mathbf{C} : \underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}} \quad (\text{V.14})$$

$$\underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\sigma}}}} = v_f \left(\mathbf{C}^f : \underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}}^f \right) + v_m \left(\mathbf{C}^m : \underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}}^m \right) \quad (\text{V.15})$$

Où \mathbf{C}^f et \mathbf{C}^m représentent respectivement les tenseurs de rigidité de la fibre et de la matrice. De la même façon, la déformation moyenne s'écrit :

$$\underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}} = v_f \left(\mathbf{S}^f : \underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\sigma}}}}^f \right) + v_m \left(\mathbf{S}^m : \underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\sigma}}}}^m \right) \quad (\text{V.16})$$

Où \mathbf{S}^f et \mathbf{S}^m représentent respectivement les tenseurs de souplesse de la fibre et de la matrice. Ils correspondent aux inverses des tenseurs de rigidité :

$$\mathbf{S}^f = [\mathbf{C}^f]^{-1} \quad \text{et} \quad \mathbf{S}^m = [\mathbf{C}^m]^{-1} \quad (\text{V.17})$$

Hill [Hill, 1963] introduit les tenseurs \mathbf{A} et \mathbf{B} , appelés respectivement « tenseurs de localisation de déformations et de contraintes ». Ce sont des tenseurs d'ordre utilisés pour relier la déformation (ou la contrainte) moyenne au point considéré à la déformation (ou la contrainte) moyenne dans le composite. Dans les hétérogénéités, par exemple, on a :

$$\underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}}^f = \mathbf{A} : \underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}} \quad \text{et} \quad \underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\sigma}}}}^f = \mathbf{B} : \underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\sigma}}}} \quad (\text{V.18})$$

Une alternative est l'utilisation du tenseur de localisation des déformations $\hat{\mathbf{A}}$, défini comme le rapport entre la déformation moyenne dans les hétérogénéités et la déformation moyenne dans la matrice :

$$\underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}}^f = \hat{\mathbf{A}} : \underline{\underline{\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}}}^m \quad (\text{V.19})$$

Les deux tenseurs \mathbf{A} et $\hat{\mathbf{A}}$ sont reliés par:

$$\mathbf{A} = \hat{\mathbf{A}} \left[(1 - v_f) \mathbf{I} + v_f \hat{\mathbf{A}} \right]^{-1} \quad (\text{V.20})$$

On en déduit le tenseur effectif de rigidité du composite

$$\mathbf{C} = \mathbf{C}^m + v_f (\mathbf{C}^f - \mathbf{C}^m) \mathbf{A} \quad (\text{V.21})$$

$$\mathbf{S} = \mathbf{S}^m + v_f (\mathbf{S}^f - \mathbf{S}^m) \mathbf{B} \quad (\text{V.22})$$

Finalement, on constate que les caractéristiques élastiques d'un composite sont obtenues à partir des caractéristiques de chacune des phases, dès lors que l'on connaît les tenseurs de localisation de chaque phase. Les différents modèles micromécaniques proposent différentes façons d'obtenir les tenseurs \mathbf{A} et \mathbf{B} . Cependant, chaque modèle n'est qu'une approximation de la représentation exacte du matériau

réel et il s'ensuit que les solutions proposées ne sont que des estimations ou des encadrements des tenseurs **A** et **B** et des propriétés effectives du composite.

V.1.3.1 Les techniques d'homogénéisation en élasticité

Cette partie présente les modèles de tenseur de localisation des déformations (**A**) utilisés dans ce chapitre : modèle d'Eshelby en solution diluée, modèle de Mori-Tanaka et modèles de Lielens. Dans tous les modèles, les mêmes hypothèses de base sont prises en compte et il est essentiel de les rappeler :

- les hétérogénéités et la matrice sont linéairement élastiques et isotropes ;
- les renforts sont axisymétriques, identiques en forme et taille, et caractérisés par un rapport de forme l/d ;
- les hétérogénéités et la matrice sont parfaitement liées aux interfaces et cela perdure pendant la déformation.

a) Bornes de Voigt et Reuss

L'approche de Voigt [Voigt, 1889 et 1910], dite en « déformation uniforme », repose sur l'hypothèse que le renfort et la matrice supportent la même déformation : $\underline{\underline{\epsilon}}^f = \underline{\underline{\epsilon}}$, **A** = **I** et donc l'équation V.21 devient :

$$\mathbf{C}_{Voigt} = \mathbf{C}^m + v_f (\mathbf{C}^f - \mathbf{C}^m) \quad (V.23)$$

Parallèlement, le modèle de Reuss [Reuss, 1929], dit en « contrainte uniforme », implique que **B** = **I** et d'après l'équation V.22, il donne :

$$\mathbf{S}_{Reuss} = \mathbf{S}^m + v_f (\mathbf{S}^f - \mathbf{S}^m) \quad (V.24)$$

Les bornes de Voigt et Reuss permettent de faire un encadrement des propriétés du composite, mais sont très éloignées.

b) Problème d'Eshelby de l'inclusion équivalente

Il s'agit d'un problème de mécanique des milieux hétérogènes. Eshelby [Eshelby 1957 et 1961] a considéré une inclusion ellipsoïdale (Figure 5-12) élastique dans une matrice infinie élastique :

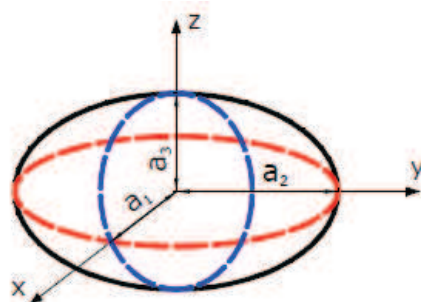


Figure 5-12 Inclusion ellipsoïdale

Pour mieux présenter le problème de l'inclusion d'Eshelby, nous avons repris, (Figure 5-13), les schémas présentés par [Bornert et al., 2011].

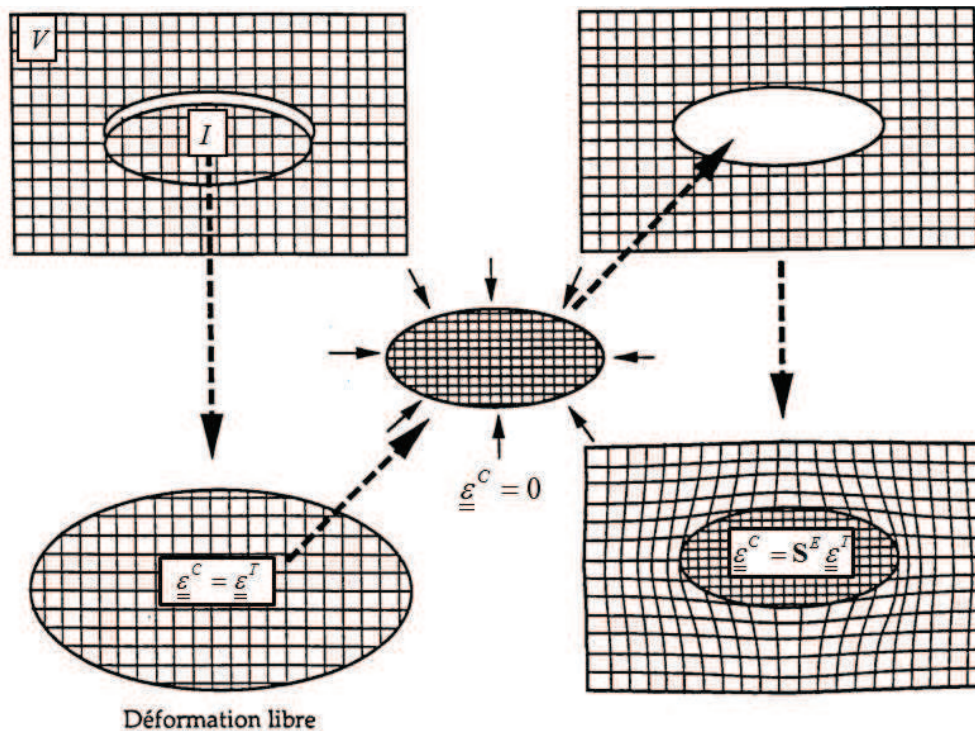


Figure 5-13 Problème d'Eshelby de l'inclusion équivalente

Soit un milieu homogène, de comportement élastique linéaire caractérisé par le tenseur de rigidité \mathbf{C}^m , occupant un domaine V de grande dimension. Supposons un domaine d'inclusion I dans le grand domaine V . Si l'inclusion I est de forme ellipsoïdale et si la transformation qu'elle subit induit une déformation libre homogène $\underline{\underline{\varepsilon}}^T$ dans I , la déformation finale dans l'inclusion est homogène, d'intensité $\underline{\underline{\varepsilon}}^C$. D'après Eshelby, on peut écrire :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^C = \mathbf{S}^E \underline{\underline{\varepsilon}}^T \quad (\text{V.25})$$

$$\underline{\underline{\sigma}}^i = \mathbf{C}^m : (\underline{\underline{\varepsilon}}^C - \underline{\underline{\varepsilon}}^T) \quad (\text{V.26})$$

où \mathbf{S}^E est un tenseur du quatrième ordre, appelé tenseur d'Eshelby. Il dépend des modules d'élasticité de la matrice et de la forme de l'inclusion (voir annexe C).

En résumé, on peut conclure que le problème d'Eshelby de l'inclusion équivalente est la détermination de l'équilibre de déformation de cette inclusion. On place l'inclusion déformée libre, ayant les mêmes propriétés mécaniques que la matrice, dans l'espace d'avant déformation. Après avoir mis l'inclusion dans cette zone, on obtient un nouvel état d'équilibre de la déformation et de la contrainte.

c) Modèle d'Eshelby en solution diluée

Ce modèle est basé sur le problème d'Eshelby de l'inclusion équivalente modifié pour l'utilisation avec une inclusion hétérogène. Eshelby a démontré l'équivalence entre une inclusion hétérogène (de rigidité différente C^f et sans déformation due à la transformation) et une inclusion homogène, de même forme, toutes deux entourées d'une matrice infinie (Figure 5-14).

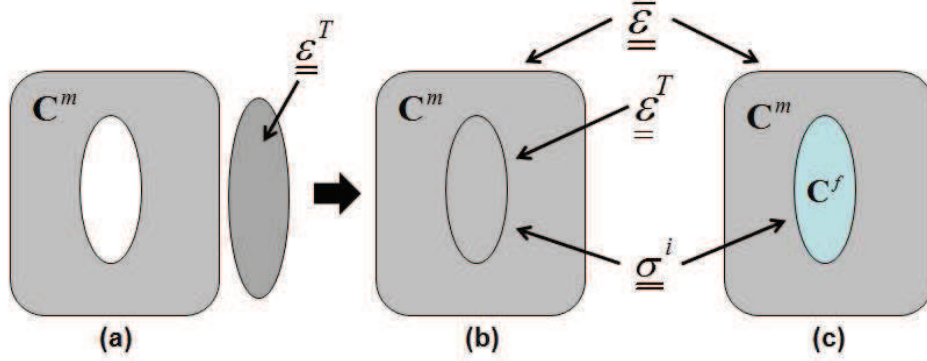


Figure 5-14 Equivalence de la déformation entre (a), (b) une inclusion homogène équivalente et (c) une inclusion hétérogène pour le même champ de contrainte (c)

- Considérant l'inclusion homogène équivalente (Figure 5-14 (a) et (b)) :

L'application de la charge sur ce domaine va générer la déformation $\underline{\underline{\bar{\epsilon}}}$. Cette déformation $\underline{\underline{\bar{\epsilon}}}$ va se combiner avec la déformation qui précède, déformation due à la compression de la forme libre dans la restriction $(\underline{\underline{\epsilon}}^C - \underline{\underline{\epsilon}}^T)$. On peut donc écrire respectivement la déformation et la contrainte pour l'inclusion homogène suivant les équations (V.27) et (V.28).

$$\underline{\underline{\epsilon}}^{equivalent} = \underline{\underline{\bar{\epsilon}}} + (\underline{\underline{\epsilon}}^C - \underline{\underline{\epsilon}}^T) \quad (V.27)$$

$$\underline{\underline{\sigma}}^{equivalent} = C^m : \underline{\underline{\epsilon}}^{equivalent} = C^m : [\underline{\underline{\bar{\epsilon}}} + (\underline{\underline{\epsilon}}^C - \underline{\underline{\epsilon}}^T)] \quad (V.28)$$

Où $\underline{\underline{\epsilon}}^{equivalent}$ et $\underline{\underline{\sigma}}^{equivalent}$ sont la déformation et la contrainte de l'inclusion homogène équivalente

- Considérant l'inclusion hétérogène (Figure 5-14 (c)) :

Le cas de l'inclusion hétérogène ressemble au cas de l'inclusion homogène mais pour l'inclusion hétérogène, il n'a pas de déformation à l'état libre et on peut présenter la déformation et la contrainte de l'inclusion hétérogène suivant les équations (V.29) et (V.30).

$$\underline{\underline{\epsilon}}^f = \underline{\underline{\bar{\epsilon}}} + \underline{\underline{\epsilon}}^C \quad (V.29)$$

$$\underline{\underline{\sigma}}^f = C^f : \underline{\underline{\epsilon}}^f = C^f : (\underline{\underline{\bar{\epsilon}}} + \underline{\underline{\epsilon}}^C) \quad (V.30)$$

Où $\underline{\underline{\epsilon}}^f$ et $\underline{\underline{\sigma}}^f$ sont la déformation et la contrainte de l'inclusion (fibre).

Afin d'obtenir deux états équivalents, l'équivalent en contrainte (V.28 et V.30) et en déformation (V.27 et V.29) nous écrivons :

$$\underline{\underline{\sigma}}^f = \underline{\underline{\sigma}}^{equivalent} \\ C^f : (\underline{\underline{\bar{\epsilon}}} + \underline{\underline{\epsilon}}^C) = C^m : (\underline{\underline{\bar{\epsilon}}} + \underline{\underline{\epsilon}}^C - \underline{\underline{\epsilon}}^T) \quad (V.31)$$

$$\underline{\underline{\epsilon}}^f = \underline{\underline{\epsilon}}^{equivalent} \\ \underline{\underline{\epsilon}}^f = \underline{\underline{\bar{\epsilon}}} + \underline{\underline{\epsilon}}^C \\ \underline{\underline{\epsilon}}^C = \underline{\underline{\epsilon}}^f - \underline{\underline{\bar{\epsilon}}} \quad (V.32)$$

En remplaçant l'équation (V.32) dans (V.31), on obtient:

$$\mathbf{C}^f : (\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f) = \mathbf{C}^m : [\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f - \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^T] \quad (\text{V.33})$$

En multipliant cette équation par $\mathbf{S}^E \mathbf{S}^m$ et en remplaçant $\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^C = \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f - \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}$, l'équation devient :

$$\begin{aligned} \mathbf{S}^E : \mathbf{S}^m : \mathbf{C}^f (\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f) &= \mathbf{S}^E : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f - \mathbf{S}^E : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^T \\ \mathbf{S}^E : \mathbf{S}^m : \mathbf{C}^f : (\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f) &= \mathbf{S}^E : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f - \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^C \\ \mathbf{S}^E : \mathbf{S}^m : \mathbf{C}^f : (\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f) &= \mathbf{S}^E : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f - (\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f - \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}) \\ [\mathbf{S}^E : \mathbf{S}^m : \mathbf{C}^f - \mathbf{S}^E + \mathbf{I}] : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f &= \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}} \\ [\mathbf{S}^E : (\mathbf{S}^m : \mathbf{C}^f - \mathbf{I}) + \mathbf{I}] : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f &= \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}} \\ \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f &= [\mathbf{I} + \mathbf{S}^E : \mathbf{S}^m : (\mathbf{C}^f - \mathbf{C}^m)]^{-1} : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}} \\ \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f &= [\mathbf{I} + \mathbf{S}^E : \mathbf{S}^m : (\mathbf{C}^f - \mathbf{C}^m)]^{-1} : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}} \end{aligned} \quad (\text{V.34})$$

En comparant les équations (V.34) et (V.18), nous pouvons déterminer le tenseur de localisation de déformation, (équation (V.35)) :

$$\begin{aligned} \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^f &= \mathbf{A}^{Eshelby} : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}} \\ \mathbf{A} &= \mathbf{A}^{Eshelby} = [\mathbf{I} + \mathbf{S}^E : \mathbf{S}^m : (\mathbf{C}^f - \mathbf{C}^m)]^{-1} \end{aligned} \quad (\text{V.35})$$

En utilisant le modèle d'Eshelby en solution diluée, le tenseur effectif de rigidité de l'équation (V.18) peut finalement s'exprimer suivant l'équation (V.36).

$$\mathbf{C} = \mathbf{C}^m + v_f (\mathbf{C}^f - \mathbf{C}^m) : \mathbf{A}^{Eshelby} \quad (\text{V.36})$$

Dans ce modèle, chaque inclusion est considérée comme noyée dans un milieu infini ayant les propriétés de la matrice. La solution diluée est donc valable s'il n'y a aucune interaction entre les inclusions, c'est-à-dire si elles sont suffisamment éloignées les unes des autres. Par conséquent, elle s'applique seulement aux matériaux hétérogènes contenant une faible fraction volumique d'inclusion (typiquement jusqu'à $v_f = 1\%$).

d) Modèle de Mori-Tanaka

Ce modèle est une modification du modèle d'Eshelby en solution diluée, dans lequel il n'y a pas d'interaction entre fibres voisines. Le modèle de Mori-Tanaka [Mori et Tanaka, 1973] prend en compte les interactions des fibres, pour être utilisé avec une fraction volumique de fibre importante, (20% à 30%). Le tenseur de localisation de déformation du modèle de Mori-Tanaka, pour un composite biphasé, a été calculé par Benveniste [Benveniste 1987], équation (V.37) :

$$\mathbf{A} = \mathbf{A}^{MT} = \mathbf{A}^{Eshelby} [(1 - v_f) \mathbf{I} + v_f \mathbf{A}^{Eshelby}]^{-1} \quad (\text{V.37})$$

e) Modèle de Lielens

Lielens [Lielens et al., 1998] propose un modèle qui interpole entre les bornes inférieure et supérieure de Weng [Weng, 1990] dans le cas d'un renforcement aligné. Il peut améliorer les prédictions pour les fortes concentrations, (typiquement 40% à 60%), suivant l'équation (V.38) :

$$\mathbf{A} = \mathbf{A}^{Li} = \hat{\mathbf{A}}^{Li} : \left[(1 - v_f) \mathbf{I} + v_f \hat{\mathbf{A}}^{Li} \right]^{-1} \quad (\text{V.38})$$

où

$$\hat{\mathbf{A}}^{Li} = \left\{ (1 - f^*) [\hat{\mathbf{A}}^{lower}]^{-1} + f^* [\hat{\mathbf{A}}^{upper}]^{-1} \right\}^{-1} \quad (\text{V.39})$$

et f^* est reliée à la fraction volumique v_f :

$$f^* = \frac{v_f + v_f^2}{2} \quad (\text{V.40})$$

$\hat{\mathbf{A}}^{lower}$ et $\hat{\mathbf{A}}^{upper}$ sont exposent comme :

$$\hat{\mathbf{A}}^{lower} = \left[\mathbf{I} + \mathbf{S}^{E(m)} : (\mathbf{C}^m)^{-1} : (\mathbf{C}^f - \mathbf{C}^m) \right]^{-1} \quad (\text{V.41})$$

$$\hat{\mathbf{A}}^{upper} = \left[\mathbf{I} + \mathbf{S}^{E(f)} : (\mathbf{C}^f)^{-1} : (\mathbf{C}^m - \mathbf{C}^f) \right]^{-1} \quad (\text{V.42})$$

Où $\mathbf{S}^{E(m)}$ représente le tenseur d'Eshelby dans le cas inclusions de matériau de fibre entouré par le matériau de matrice, c'est égale le tenseur d'Eshelby dans l'équation (V.25) tandis que $\mathbf{S}^{E(f)}$ représente le tenseur d'Eshelby dans le cas inclusions de matériau de matrice entouré par le matériau de fibre.

On souligne que, le modèle de Lielens appliqué aux faibles concentrations de renforts et la borne inférieure de Hashin-Shtrikman-Walpole [Weng, 1990], coïncident avec l'approche de Mori-Tanaka.

V.1.3.2 Prise en compte de l'orientation

Les méthodes évoquées précédemment s'appliquent uniquement dans le cas où toutes les fibres sont identiques ; elles sont notamment supposées avoir la même orientation. Il y a environ 20 ans, Advani et Tucker [1987] ont proposé de procéder en deux étapes pour évaluer les propriétés effectives d'un composite : en premier lieu, les propriétés du composite unidirectionnel sont évaluées puis dans une deuxième étape, une opération de moyenne est appliquée pour toutes les directions, (Figure (5-15)) :

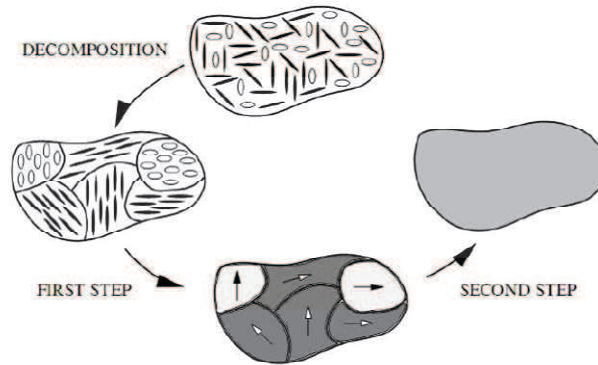


Figure 5-15 Schéma d'homogénéisation en deux étapes d'après [Doghri et Tinel, 2005]

Dans la deuxième étape, l'état d'orientation doit être caractérisé par la fonction de distribution d'orientation, qui décrit la probabilité de trouver des renforts avec une certaine orientation dans le matériau. Dans ce cas, l'opération de moyenne du tenseur de rigidité \mathbf{C}^{UD} du composite unidirectionnel se traduit par :

$$\mathbf{C} = \int_{\Omega} \mathbf{C}^{UD}(\theta, \phi) \psi(\theta, \phi) d\Omega \quad (\text{V.43})$$

où Ω représente une sphère unitaire et $\psi(\theta, \phi)$ la fonction de distribution des orientations. Mais cette expression n'est pas facile à utiliser directement car elle suppose la connaissance complète de la fonction de distribution d'orientation des fibres (ψ). Aussi, Advani et Tucker III [1987] proposent l'utilisation de tenseurs d'orientation qui sont beaucoup plus compact et peuvent être calculés par les codes de calcul. Pour être applicable, leur méthode nécessite que le composite unidirectionnel de la première étape soit isotrope transverse : cette condition est respectée si les deux phases sont isotropes. Dans ces conditions particulières, l'équation V.44 devient fonction des tenseurs d'orientation :

$$\begin{aligned} C_{ijkl} = & C_1 a_{ijkl} + C_2 (a_{ij} \delta_{kl} + a_{kl} \delta_{ij}) + C_3 (a_{ik} \delta_{jl} + a_{il} \delta_{jk} + a_{jl} \delta_{ik} + a_{jk} \delta_{il}) \\ & + C_4 \delta_{ij} \delta_{kl} + C_5 (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) \end{aligned} \quad (\text{V.44})$$

où les 5 constantes C_i sont calculées à partir des 5 constantes indépendantes caractérisant le comportement isotrope transverse du composite unidirectionnel (V.45).

$$\begin{cases} C_1 = C_{3333}^{UD} - 2C_{3232}^{UD} + C_{2211}^{UD} - 4C_{3232}^{UD} + 2C_{2121}^{UD} \\ C_2 = C_{3322}^{UD} - C_{2211}^{UD} \\ C_3 = C_{3232}^{UD} - C_{2121}^{UD} \\ C_4 = C_{2211}^{UD} \\ C_5 = C_{2121}^{UD} \end{cases} \quad (\text{V.45})$$

On réalise que dans cette approche, les tenseurs d'orientation d'ordre 2 et 4 sont indispensables à la détermination du tenseur de rigidité du composite. A moins de mesurer l'orientation de manière expérimentale, le tenseur d'ordre 4 n'est généralement pas connu : en effet, les logiciels de simulation (tels que Moldflow[®]) ne donnent en général que les tenseurs d'ordre 2. Des relations ont alors été mises au point pour relier le tenseur d'ordre 4 au tenseur d'ordre 2 : ce sont les équations de fermeture.

V.1.3.3 Les équations de fermeture

Dans cette étude on distingue 2 groupes d'équations de fermeture:

a) Équations de fermeture classiques

Dans ce groupe, il est possible de classer les différentes équations de fermeture en trois catégories :

- Equation de fermeture linéaire : cette relation proposée par Hand [Hand, 1962] est exacte pour une distribution d'orientation isotrope :

$$a_{ijkl}^{lin} = \frac{1}{7} (a_{ij} \delta_{kl} + a_{ik} \delta_{jl} + a_{il} \delta_{jk} + a_{kl} \delta_{ij} + a_{jl} \delta_{ik} + a_{jk} \delta_{il}) - \frac{1}{35} (\delta_{ij} \delta_{kl} + \delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) \quad (\text{V.46})$$

- Equation de fermeture quadratique : cette approximation de fermeture fournit des résultats exacts pour une orientation unidirectionnelle des fibres :

$$a_{ijkl}^{quad} = a_{ij} a_{kl} \quad (\text{V.47})$$

- Equation de fermeture hybride : Advani et Tucker III [1987] ont proposé une combinaison de ces deux équations (cas isotrope et UD) par pondération entre les équations linéaire et quadratique :

$$a_{ijkl}^{hybride} = (1 - f)a_{ijkl}^{lin} + fa_{ijkl}^{quad} \quad (V.48)$$

Notons que $f = (1 - 27 \det(a_{kl}))$, avec $f=1$ pour une orientation unidirectionnelle, et 0 pour une orientation isotrope.

Dans toutes ces approches, la relation de fermeture est définie en approximant les solutions particulières de différents types d'écoulements. Ainsi les méthodes ne se différencient que par la méthode d'approximation et par le jeu de paramètres ajustables présents dans l'équation de fermeture.

b) Équations de fermeture orthotropes

Les équations de fermeture de type orthotrope sont similaires à l'approximation de fermeture naturelle [Verleye, 1995]. Cintra et Tucker [Cintra et Tucker III, 1995] ont développé des approximations de fermeture 3D, appelées approximations de fermeture orthotrope. Ce type d'approximation de fermeture est basé sur le tenseur d'orientation d'ordre 4. Le principe de ces approximations est de se placer dans la base propre, (voir la Figure 5-16), pour construire un tenseur d'ordre 4, (en notations de Voigt), sous la forme:

$$\mathbf{A}^{OR} = \begin{bmatrix} \bar{A}_{1111} & \bar{A}_{1122} & \bar{A}_{1133} & 0 & 0 & 0 \\ \bar{A}_{2211} & \bar{A}_{2222} & \bar{A}_{2233} & 0 & 0 & 0 \\ \bar{A}_{3311} & \bar{A}_{3322} & \bar{A}_{3333} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \bar{A}_{1212} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \bar{A}_{1313} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \bar{A}_{2323} \end{bmatrix} \quad (V.49)$$

Les symétries du tenseur \mathbf{A}^{OR} se traduisent par : $\bar{A}_{1122} = \bar{A}_{2233}$, $\bar{A}_{2233} = \bar{A}_{1212}$ et $\bar{A}_{1133} = \bar{A}_{1313}$.

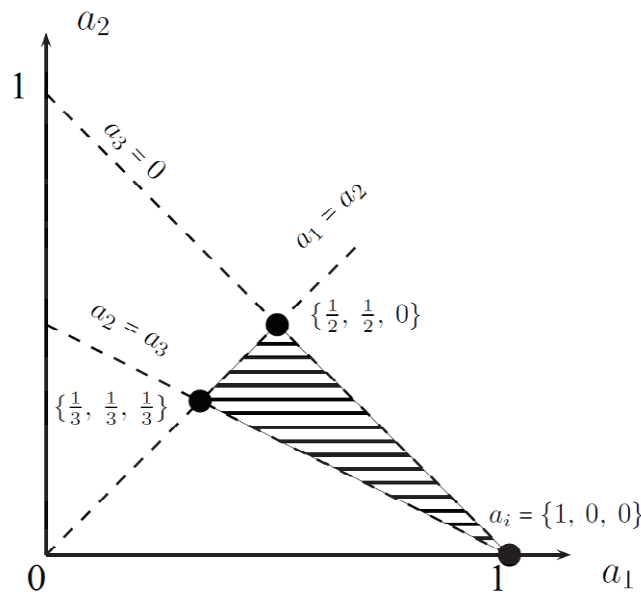


Figure 5- 16 Visualisation du domaine, (hachuré), pour l'interpolation des tenseurs d'orientation d'ordre 4 à partir des valeurs propres a_i du tenseur d'orientation d'ordre 2.

V. Modèles micromécaniques

L'équation de fermeture orthotrope souple (ORS) est la façon la plus simple de construire ces fonctions, par interpolation linéaire entre les trois d'orientation UD, isotrope et isotrope transverse. Si l'état UD est le seul possible correspondant au cas où $a_i = \{1, 0, 0\}$, les états isotrope transverse et isotrope sont les cas les plus souples associés à des tenseurs d'ordre 2 de valeurs propres $a_i = \left\{\frac{1}{2}, \frac{1}{2}, 0\right\}$ et $a_i = \left\{\frac{1}{3}, \frac{1}{3}, \frac{1}{3}\right\}$. On connaît analytiquement les tenseurs \mathbf{A}^{ORS} associés à ces états particuliers. Pour un tenseur d'ordre 2 quelconque, un tenseur d'ordre 4 orthotrope est alors interpolé selon :

$$\begin{cases} \overline{A}_{1111}^{ORS} = -0,15 + 1,15a_1 - 0,10a_2 \\ \overline{A}_{2222}^{ORS} = -0,15 + 1,15a_1 + 0,90a_2 \\ \overline{A}_{3333}^{ORS} = 0,60 - 0,60a_1 - 0,60a_2 \end{cases} \quad (V.50)$$

Les valeurs de $\overline{A}_{1212}^{ORS}$, $\overline{A}_{1313}^{ORS}$ et $\overline{A}_{2323}^{ORS}$ sont liées par les équations (V.51) :

$$\begin{cases} \overline{A}_{1111}^{ORS} + \overline{A}_{2323}^{ORS} + \overline{A}_{1313}^{ORS} = a_1 \\ \overline{A}_{2323}^{ORS} + \overline{A}_{2222}^{ORS} + \overline{A}_{1212}^{ORS} = a_2 \\ \overline{A}_{1313}^{ORS} + \overline{A}_{1212}^{ORS} + \overline{A}_{3333}^{ORS} = a_3 \end{cases} \quad (V.51)$$

V.2 Méthode expérimentale

V.2.1 Matériaux étudiés et éprouvettes de caractérisation

Dans cette partie, nous allons étudier les propriétés du polyamide 6 renforcé avec des fibres de verre courtes type E, à 35% en masse (PA6-GF35) ou à 20% en volume, commercialisé par BASF[®], (marque « Ultramid XA 32-32 »). Ce matériau est représentatif d'une large gamme d'application dans le secteur automobile. Les éprouvettes d'essais constituées de ce matériau présentent deux formes :

- éprouvette haltère, norme ISO527-2-1A, avec les dimensions de la Figure 3-12 ;
- plaque de dimensions $300 \times 300 \times 2.85 \text{ mm}^3$, (Figure 5-17).

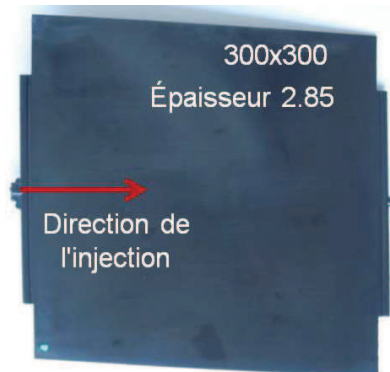


Figure 5-17 Plaque de composite injecté

V.2.2 Détermination des propriétés physiques

De manière générale, le comportement mécanique global du matériau thermoplastique renforcé dépend de la fraction volumique, de la géométrie et de l'orientation des fibres. Pour cela, il est nécessaire de déterminer ces propriétés physiques afin d'être capable d'estimer les propriétés mécaniques.

a) La fraction volumique de fibres (V_f)

Le matériau a une fraction massique globale de fibres de 35% ce qui correspond à 20% en volume. Cette valeur a été contrôlée par la technique de pyrolyse, présentée dans le chapitre 3. Les résultats de cette technique sont parfaitement en accord avec les données du fabricant.

b) La géométrie des fibres

Nous supposons que la géométrie de la fibre de verre est un cylindre, droit, de section circulaire, de longueur (l) et de diamètre (d). Les observations au microscope optique sur la surface normale à l'orientation principales des fibres permettent d'abord d'évaluer le paramètre d .

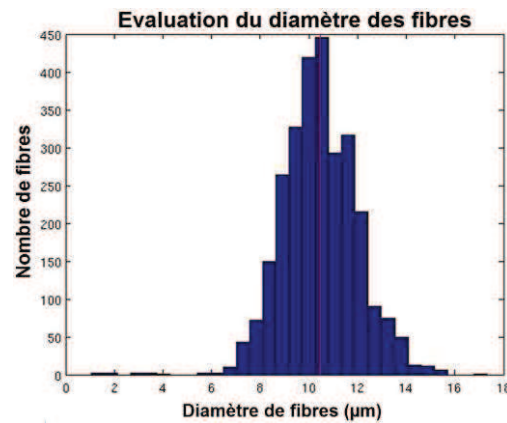
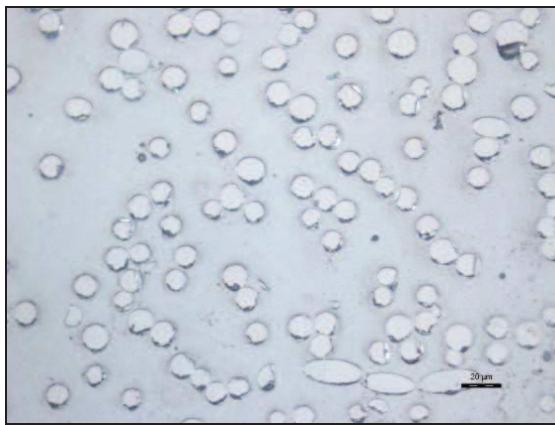


Figure 5-18 Détermination du diamètre moyen des fibres

Sur une population de 2809 fibres, la valeur moyenne du diamètre d est de $10.46 \mu\text{m}$. Dans notre étude, nous choisisons $d = 10 \mu\text{m}$. Pour déterminer la longueur des fibres, nous avons récupéré les paquets de fibres après pyrolyse et nous les avons observés au Microscope Electronique à Balayage (MEB). Nous avons effectué des mesures de longueur moyenne sur un ensemble de 1000 fibres.

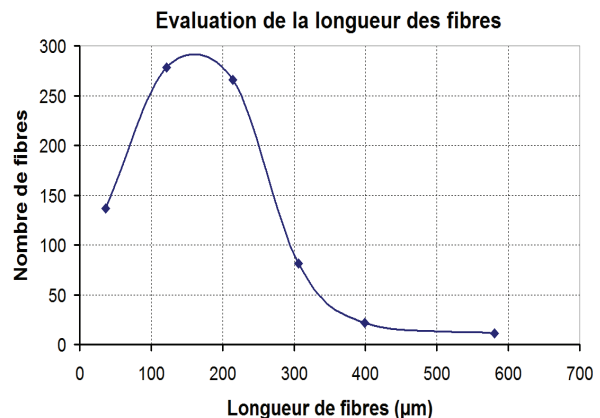
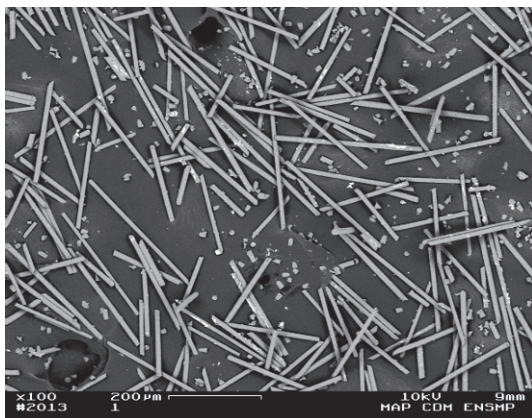


Figure 5-19 Détermination de la longueur moyenne des fibres par observation au MEB

La longueur moyenne que nous avons déterminée est $L=180\mu\text{m}$. Le facteur de forme des fibres vaut:

$$l/d=180/10=18 \quad (\text{V.52})$$

C) Orientation des fibres

Nous avons déterminé les orientations des fibres, (à savoir le tenseur d'orientation ordre 2 comme présenté dans le paragraphe V.1.2.5), dans la zone testée en comportement mécanique (la zone centrale de la plaque sur la Figure 5-20). L'observation en microscope Electronique à Balayage a été utilisée. Nous supposons que la microstructure change uniquement suivant l'épaisseur.

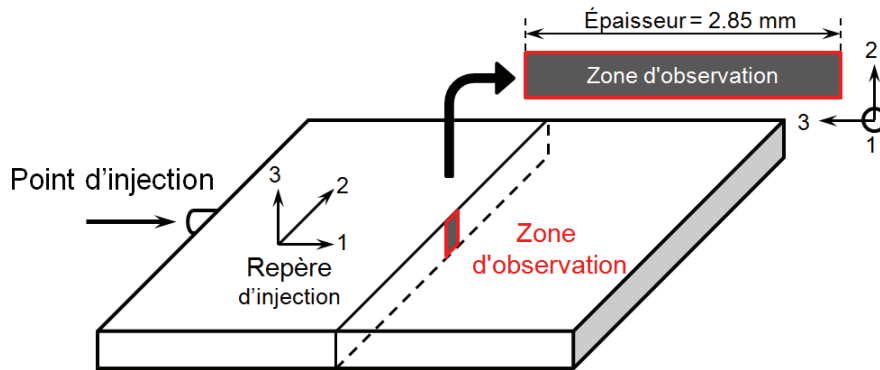


Figure 5-20 Zone d'observation et repère d'injection de plaque injectée

La Figure 5-21 présente la distribution des fibres dans l'épaisseur de la plaque injectée observée au MEB, plaque qui a été ensuite analysée avec le logiciel MatLab[®]. Cette image montre clairement 3 zones : peau / cœur / peau ; cette structure correspond au changement d'orientation des fibres à mi-épaisseur. Avec le logiciel MatLab[®], nous avons obtenu le tenseur d'orientation ordre 2 suivant :

$$\underline{\underline{a}} = \begin{pmatrix} 0,676 & 0,006 & 0,001 \\ 0,006 & 0,259 & -0,010 \\ 0,001 & -0,010 & 0,066 \end{pmatrix} \quad (\text{V.53})$$

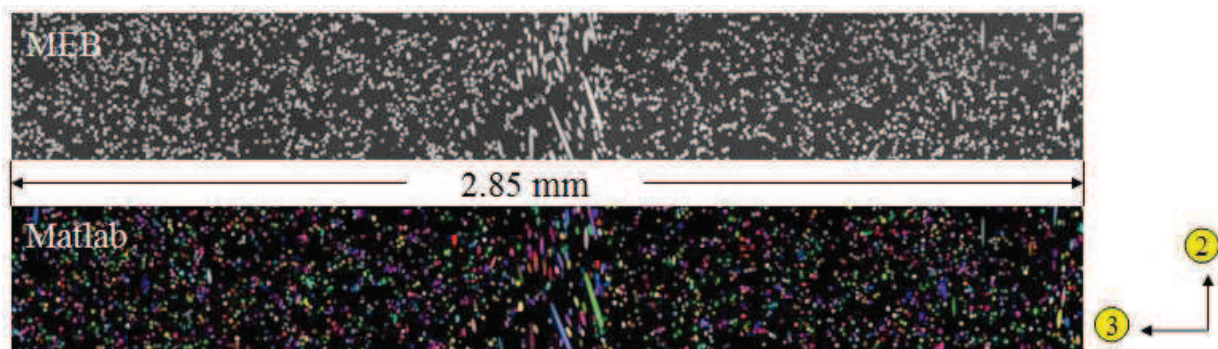


Figure 5-21 Détermination de l'orientation des fibres par observation au MEB et analyse avec MATLAB

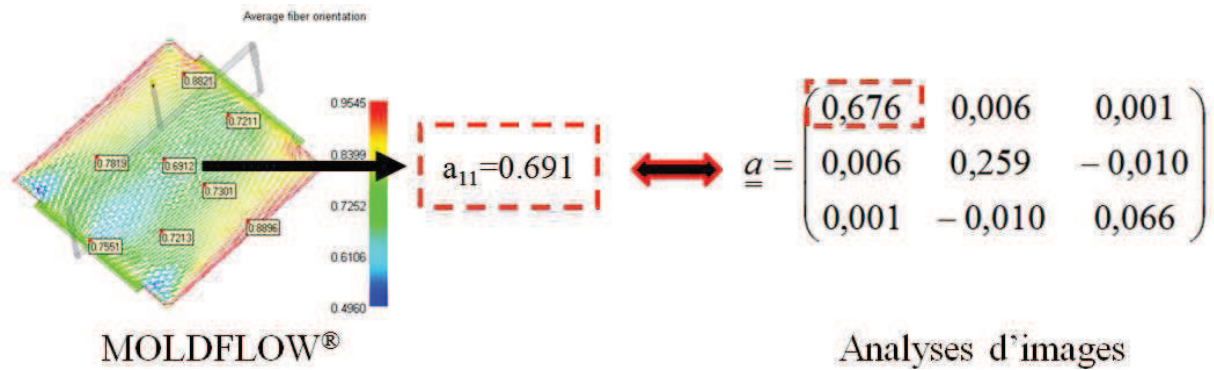


Figure 5-22 Comparaison de la valeur MoldFlow[®] vs. l'analyse d'image

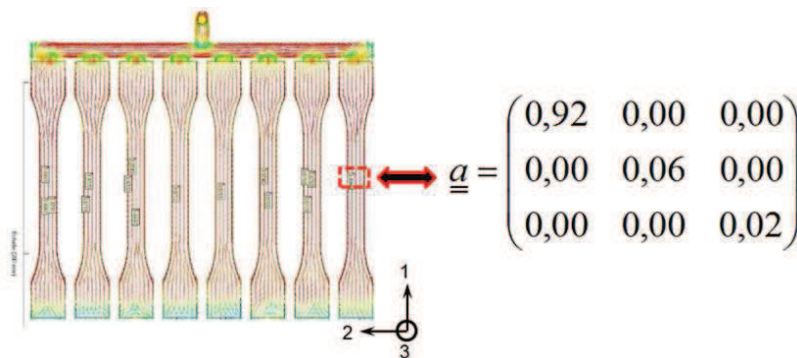


Figure 5-23 Tenseur d'orientation ordre 2 de l'éprouvette haltère d'après MoldFlow[®]

Delphine DRAY [Bensahkoun, 2006] a comparé les résultats d'orientation obtenus par le code de calcul de logiciel MoldFlow[®] avec les mesures expérimentales. De cette étude, il ressort que les résultats MoldFlow[®] sont d'autant plus acceptables que la géométrie de la pièce est simple. Autrement dit, les prédictions sont peu fiables dans les zones à géométrie complexe, (des écarts supérieurs à 30% par rapport aux mesures expérimentales sont parfois obtenus). Dans notre cas où l'éprouvette est simple, la valeur a_{11} du tenseur d'orientation ordre 2 obtenu par l'analyse d'image correspond au résultat MoldFlow[®] (Figure 5-22).

De même dans le cas d'éprouvettes haltères (ISO527-2-5A), on va utiliser le tenseur d'orientation ordre 2 obtenu par MoldFlow[®] présenté sur la Figure 5-23.

V.2.3 Détermination des propriétés mécaniques

Nous avons choisi de caractériser le comportement mécanique du matériau composite injecté (BASF XA 3232) par 2 méthodes : en traction pour la détermination du comportement dans le plan et ARCAN-Mines pour la détermination du comportement hors-plan pour trouver les modules de cisaillement (G_{13} , G_{23}).

V.2.3.1 Essais en traction sur le thermoplastique renforcé

a) Objectifs

Pour déterminer les comportements dans le plan du matériau composite injecté, un nombre significatif d'essais de traction ont été réalisés à température ambiante, avec des éprouvettes à l'état déshydraté, (étuvage à 50°C pendant une semaine avant essai).

b) Eprouvettes et moyen d'essais

Les moyen d'essais en traction, présentés au §III.3, ont été utilisés pour tester les matériaux substrat (composite tissé) et les matériaux de surmoulage (thermoplastique injecté), le matériau BASF XA 3232 ayant été fourni sous forme d'éprouvette haltère. La procédure essais est celle présentée au chapitre 3. Les éprouvettes ont été découpées, à 0°, 45° et 90° par rapport à la direction de l'injection, au centre de la plaque. Leur zone utile présente une longueur de 65 mm et une section de 10 x 2,85 mm² comme la Figure 5-24.

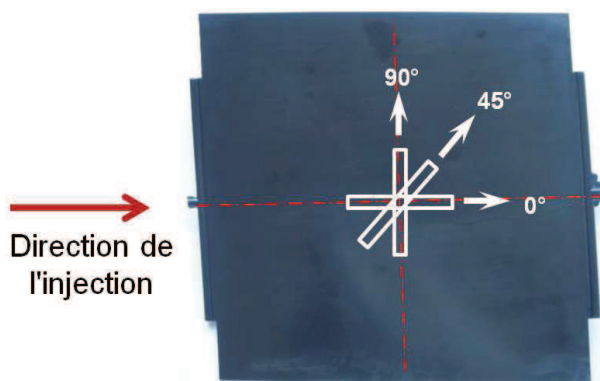


Figure 5-24 Éprouvettes de traction, issues de plaque injectée, pour les directions : 0°, 45° et 90°

C) Résultats d'essais

Le comportement de la plaque thermoplastique dépend fortement de la direction de découpe. On suppose que le comportement du composite injecté est de type élastique orthotrope. On va donc déterminer les modules par le processus exposé au chapitre 3. Tous les résultats de l'essai de traction pour le matériau **BASF XA3232** sont résumés dans le Tableau 5-1.

Type d'éprouvette	Module	GPa
Haltère	E_{11}	6,93
Plaque de thermoplastique injecté	E_{11}	5,60
	E_{22}	3,00
	G_{12}	1,30

Tableau 5-1 Comportement dans le plan, du BASF XA3232

V.2.3.2 Essais hors plan avec le dispositif ARCAN-MINES

a) Objectifs

Afin d'étudier le comportement hors plan du composite injecté, (obtenir le module de cisaillement (G_{13} ou G_{23})), et d'éviter tout problème de concentration de contrainte, le dispositif d'ARCAN-MINES a été utilisé. Les éprouvettes ont subi un étuvage à 50°C pendant une semaine avant essai).

b) Eprouvettes et moyen d'essais

Les éprouvettes sont obtenues par découpage d'échantillons dans les deux types de matériau injecté. Leur section est de 10x70 mm² et correspond au centre de la plaque injectée et de l'haltère. Les coupes seront effectuées suivant 2 directions: 0° et 90° par rapport à la direction de l'injection, afin de déterminer les modules de cisaillement respectivement suivant les directions 13 et 23 (G_{13} et G_{23}),

(Figure 5-25). L'épaisseur des éprouvettes est celle des échantillons avant coupe : 4 mm pour l'éprouvette haltère et 2,85 mm pour la plaque injectée.

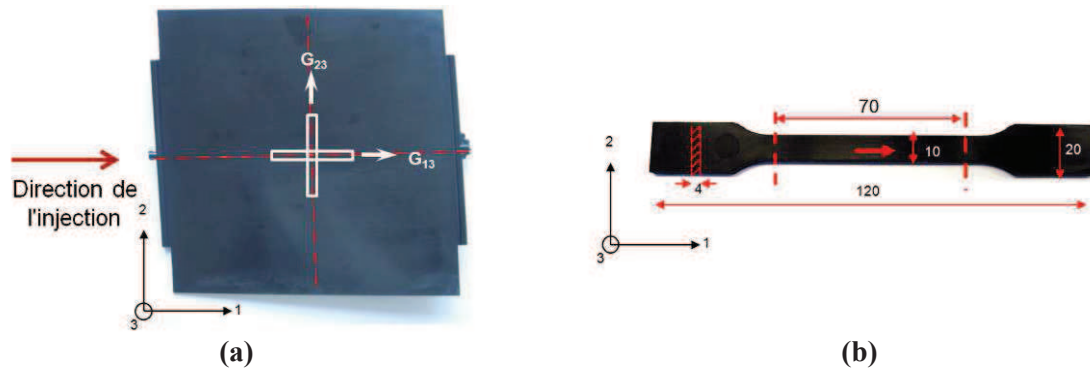


Figure 5-25 Zones découpées de plaque injectée (a) et d'éprouvette haltère (b) pour les éprouvettes ARCAN-MINES

Dans l'essai ARCAN-Mines la charge a été appliquée suivant la direction 90° , (voir chapitre 3, Figure 3.18 (b)). Les essais ont été réalisés sur une machine INSTRON® de capacité 100 kN, en contrôle de vitesse de déplacement à 0,1 mm/min, afin d'être dans le domaine quasi-statique. L'extensomètre et la technique de corrélation ont été utilisés pour mesurer la déformation.

C) Résultats des essais

Les comportements hors plan du composite injecté sont résumés dans le Tableau 5-2. Tous les résultats dans le tableau sont envisagés dès le champ déformation de la technique corrélation d'image qu'il puisse donner la déformation locale. La Figure 5-26 présente les points de mesure de l'extensomètre et la zone regardée par la technique de corrélation d'image. Les 2 méthodes donnent des valeurs différentes indiquées sur la Figure 5-27. L'extensomètre donne la déformation globale qui inclut les interfaces entre l'éprouvette et les embases en acier. Tandis que la valeur moyenne de la technique de corrélation d'image est uniquement mesurée dans l'épaisseur de matériau injecté.

Type d'éprouvette	Module de cisaillement	MPa
Haltère	G_{13}	420
Plaque de thermoplastique injecté	G_{13}	302
	G_{23}	194

Tableau 5-2 Comportement hors plan, du BASF XA3232

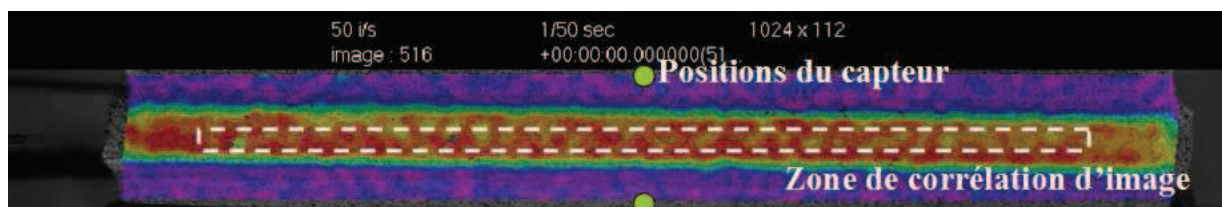


Figure 5-26 Position de l'extensomètre et zone mesurée par la technique corrélation d'image

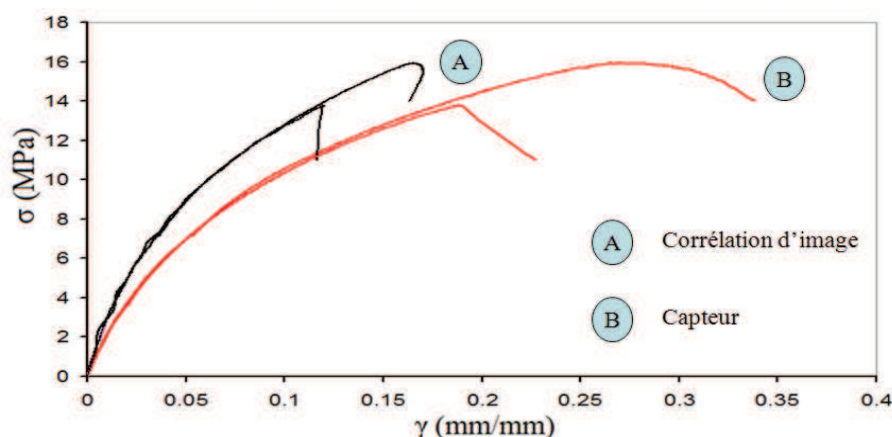


Figure 5-27 Comparaison entre l'extensomètre et la méthode de corrélation d'image pour la détermination du G_{13} du matériau composite injecté

V.3 Evaluation des modèles

Dans cette section, nous nous intéressons à tester la fiabilité des modèles micromécaniques, qui permettent de prévoir les comportements mécaniques de matériau injecté selon l'orientation. Généralement, ces modèles estiment correctement le comportement dans le plan à savoir le module de traction (E_{11} et E_{22}) ou le module de cisaillement (G_{12}). Cependant, afin de développer la méthode hybride, les comportements hors plan comme le module de cisaillement (G_{13} et G_{23}) du thermoplastique injecté seront analysés. Nous allons étudier la fiabilité des modèles permettant de prédire les comportements hors plan du thermoplastique injecté.

V.3.1 Les modèles micromécaniques et les équations de fermeture

Notons que la procédure numérique du modèle micromécanique comporte deux étapes. La première étape est la sélection du type de modèle pour faire la technique d'homogénéisation en élasticité. La seconde étape est la sélection du type d'équation de fermeture qui permet d'expliquer l'effet de la distribution des fibres dans le processus d'injection. Dans cette étude, les modèles utilisés sont les suivants :

- Modèle d'Eshelby en solution diluée ;
- Méthode de Mori-Tanaka ;
- Modèle de Lielens.

Les équations de fermeture utilisées dans cette étude sont de 2 types :

- Équation de fermeture classique qui combine les distributions de type unidirectionnel (UD) et isotrope dans l'espace ;
- Équation de fermeture orthotrope souple (ORS) qui combine les distributions de type unidirectionnel (UD), isotrope dans le plan et isotrope dans l'espace.

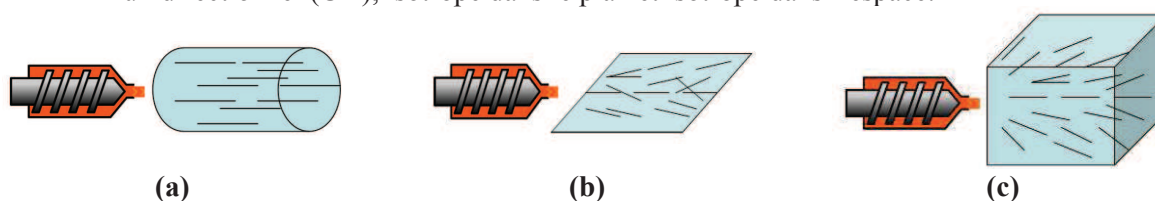


Figure 5-28 Distribution des fibres : (a) unidirectionnelle (UD), (b) isotrope dans le plans et (c) isotrope dans l'espace

La prédiction du comportement global du matériau, PA6 renforcé par 35% en masse de fibres de verre, par les modèles micromécaniques est basé sur les modèles d'homogénéisation en 2 étapes, à savoir les trois modèles micromécaniques avec les deux équations de fermeture (Figure 5-29).

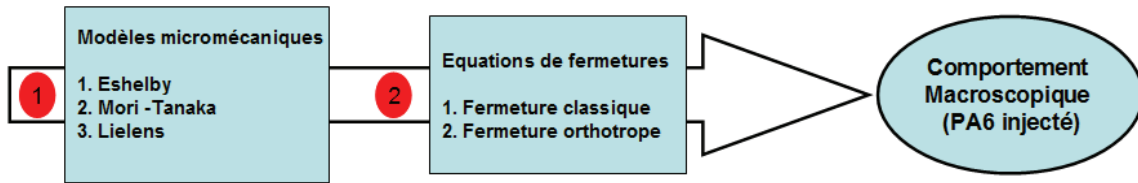


Figure 5-29 Schéma de la prédiction du comportement mécanique par les modèles micromécaniques et les équations de fermeture

V.3.2 Paramètres du PA6 injecté

Tous les paramètres nécessaires pour les modèles micromécaniques ont été résumés dans le Tableau 5-3. Cependant, nous ne pouvons pas obtenir directement et expérimentalement le comportement du polyamide 6 injecté avec des fibres. En effet le comportement du polyamide à l'état massique et dans le matériau injecté avec des fibres n'est pas le même. Pour cette raison, l'identification par la méthode inverse a été proposée, sur l'essai de traction dans le sens 0° , par rapport à la direction d'injection du matériau polyamine 6 renforcé. Nous supposons que le comportement de la matrice est isotrope et son module d'Young est E_m . Les propriétés des fibres sont données par le fabricant.

Fraction volumique (V_f) (% en volume)	20,00
Module d'Young du verre (E_f)	73000,00 MPa
Coefficient de Poisson du PA6 (ν_m)	0,39
Coefficient de Poisson du verre (ν_f)	0,22
Longueur des fibres (L)	180,00 μm
Diamètre des fibres (D)	10,00 μm
Tenseur d'orientation (a_{ij}) pour l'éprouvette haltère	$\underline{\underline{a}} = \begin{pmatrix} 0,920 & 0,000 & 0,000 \\ 0,000 & 0,060 & 0,000 \\ 0,000 & 0,000 & 0,020 \end{pmatrix}$
Tenseur d'orientation (a_{ij}) pour la plaque injectée	$\underline{\underline{a}} = \begin{pmatrix} 0,676 & 0,006 & 0,001 \\ 0,006 & 0,259 & -0,010 \\ 0,001 & -0,010 & 0,066 \end{pmatrix}$

Tableau 5-3 Valeurs renseignées aux modèles

V.3.3 Fiabilité des modèles pour le comportement dans le plan et hors plan

Nous avons trouvé que les modèles micromécaniques peuvent donner de bonnes prédictions pour le comportement dans le plan. Les Figures 5-30 (a)-(d) montrent les valeurs expérimentales et numériques des modules de traction (E_{11} et E_{22}) et du module de cisaillement (G_{12}). Selon ces résultats, on voit que l'équation de fermeture type orthotrope souple (ORS) donne une meilleure prédiction que l'équation de type hybride classique (Figure 5-30 (c)). Cependant, ces modèles ne peuvent pas bien prévoir les comportements hors plan tels que les modules de cisaillement : G_{13} et G_{23} . Les Figure 5-31 (a)-(c) montrent la différence entre les valeurs numériques et les valeurs expérimentales. Notons que l'utilisation de l'équation de fermeture orthotrope souple donne des valeurs numériques environ 2-3 fois plus importantes que les valeurs expérimentales. Ces modèles seront encore utilisés dans le

chapitre 6, pour étudier l'éprouvette semi-structurale ARCAN-Mines et l'éprouvette de simple recouvrement.

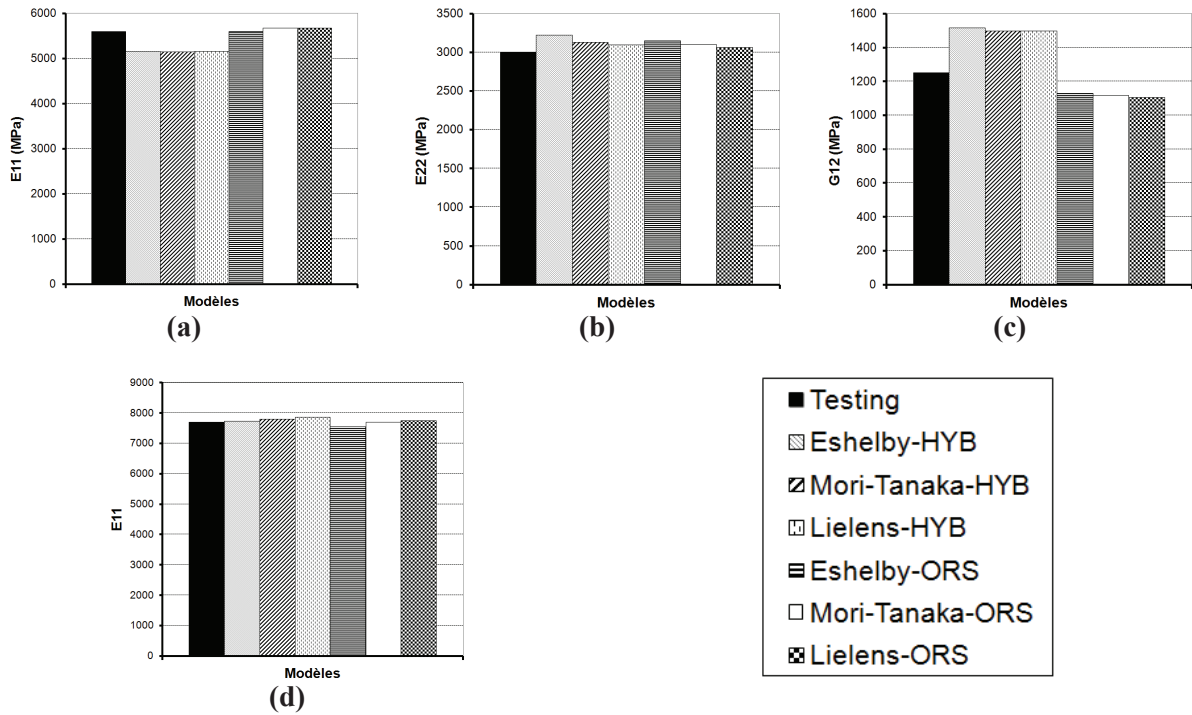


Figure 5-30 Comportement dans le plan
(a)-(c) pour la plaque composite injectée et (d) pour l'éprouvette haltère

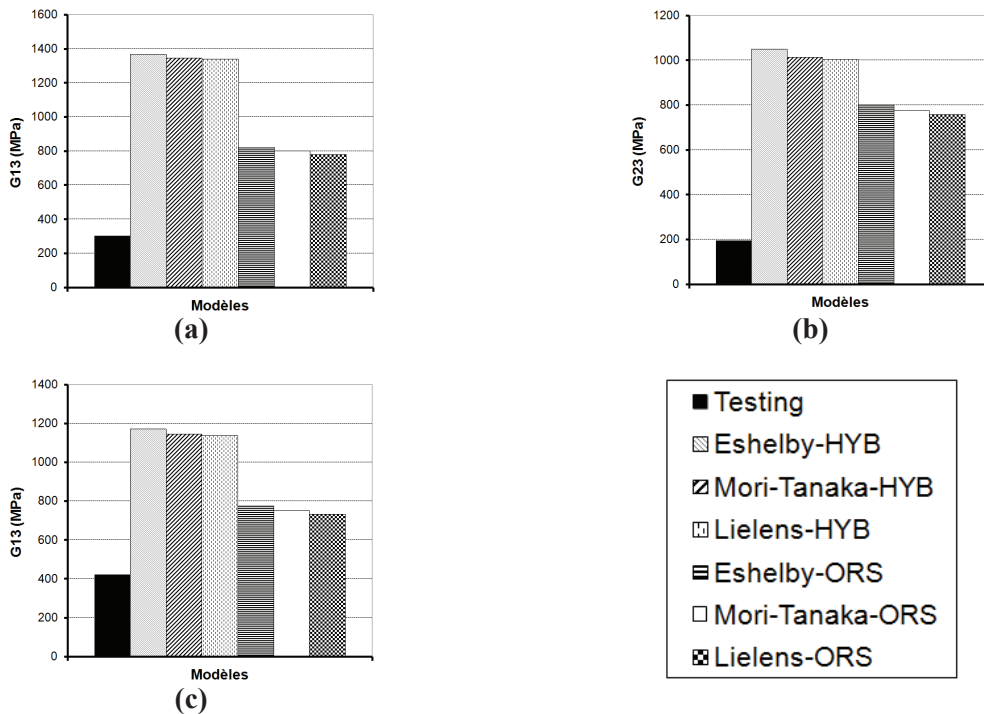


Figure 5-31 Comportement hors plan
(a)-(b) pour la plaque composite injectée et (c) pour l'éprouvette haltère

V.4 Fiabilité des modèles micromécaniques pour les pièces semi-structurales dans la direction hors plan

Dans cette partie, afin de confirmer le problème sur la fiabilité de la prédiction des propriétés mécaniques par les modèles micromécaniques, nous avons étudié les pièces semi-structurales pour les structures hybrides. Deux structures ont été étudiées : l'éprouvette ARCAN-Mines et l'éprouvette de simple recouvrement dans lesquelles nous avons injecté le matériau PA6 renforcé, type BASF XA 3232, entre les matériaux substrats.

Comme déjà indiqué, le comportement mécanique du PA6 renforcé dépend fortement de l'orientation des fibres. Cette orientation a été calculée directement par le logiciel MoldFlow®, et a été fournie par Faurecia®. Les Figures 5-32 et 5-33 présentent respectivement les maillages numériques et les résultats de calcul, (moyenne du tenseur d'orientation des fibres), pour l'éprouvette ARCAN-Mines et l'éprouvette de simple recouvrement.

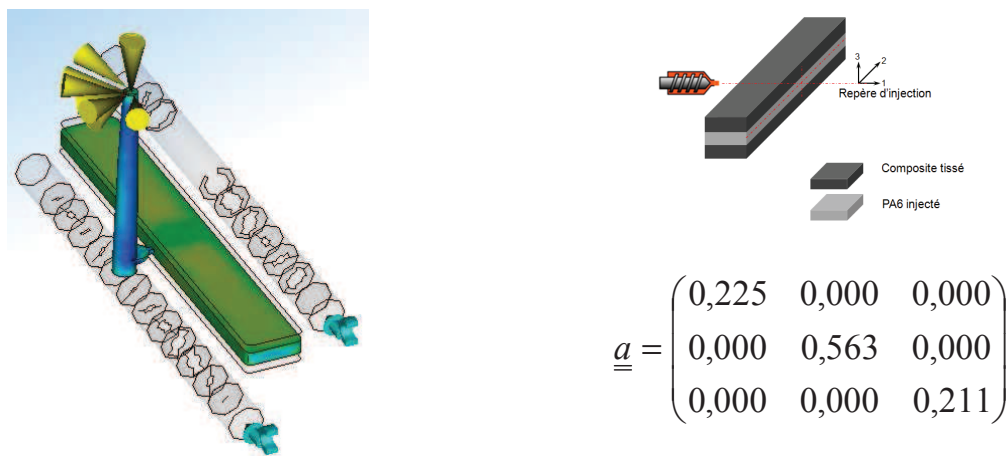


Figure 5-32 Direction d'injection, repère d'injection et tenseur d'orientation d'ordre 2 de l'éprouvette ARCAN-Mines

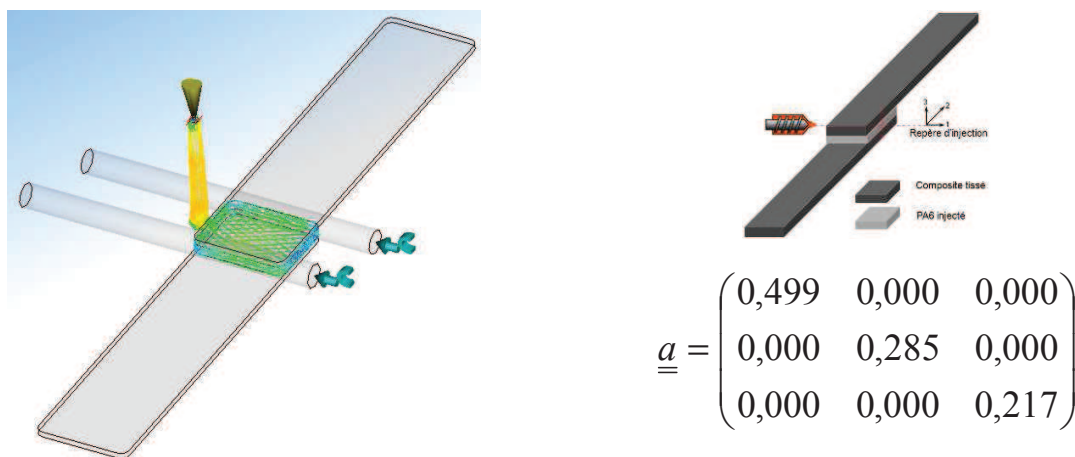


Figure 5-33 Direction d'injection, repère d'injection et tenseur d'orientation ordre 2 de l'éprouvette de simple recouvrement

		Eprouvette ARCAN-Mines	Eprouvette de simple recouvrement
Module en traction	E ₁₁	2962,00	4585,00
	E ₂₂	5171,00	3201,00
	E ₃₃	2913,00	2964,00

V. Modèles micromécaniques

Module de cisaillement	G_{12}	1079,00	1177,00
	G_{13}	1034,00	1059,00
	G_{23}	1055,00	1046,00
Coefficient de Poisson	ν_{12}	0,18	0,33
	ν_{13}	0,40	0,33
	ν_{23}	0,33	0,38

Tableau 5-4 Prédiction par le modèle micromécanique du comportement mécanique du PA6 renforcé dans l'éprouvette ARCAN-Mines et de simple recouvrement

Après avoir obtenu les tenseurs d'orientation de ces éprouvettes, la même procédure de calcul qu'au §V.3 a été effectuée pour prévoir le comportement mécanique du PA6 renforcé de BASF XA3232, en utilisant les propriétés du PA injecté identifiées et résumées dans le paragraphe précédent, (§V.3.2). Dans cette partie, le modèle de Lielens et l'équation de fermeture orthotrope souple (ORS) ont été utilisés. Le Tableau 5-4 présente les prédictions du comportement mécanique pour les deux éprouvettes. Notons que le repère de comportement est référencé par rapport à l'injection, (Figures 5-32 et 5-33).

L'objectif de cette partie est de vérifier la fiabilité des modèles micromécaniques pour la prédiction des propriétés hors plan du matériau de surmoulage, PA6 renforcé type BASF XA 3232. Pour cela, des essais expérimentaux de type d'Arcan-Mines et de simple recouvrement ont été faits, en utilisant la technique de corrélation d'image, présentée au chapitre 3.

Cependant, dans le cas de l'éprouvette simple de recouvrement avec substrat composite, à cause de la flexion locale lors de la sollicitation, l'état de contrainte n'est pas un cisaillement pur. Afin de réduire ce phénomène, un substrat métallique a été utilisé : Figure (5-34).

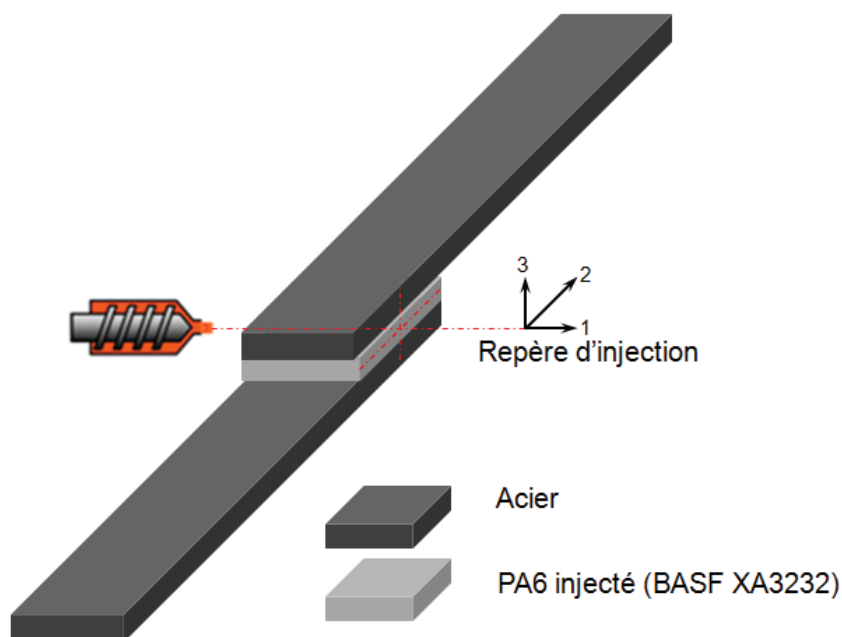


Figure 5-34 Eprouvette de simple recouvrement, PA6 injecté entre 2 plaques d'acier

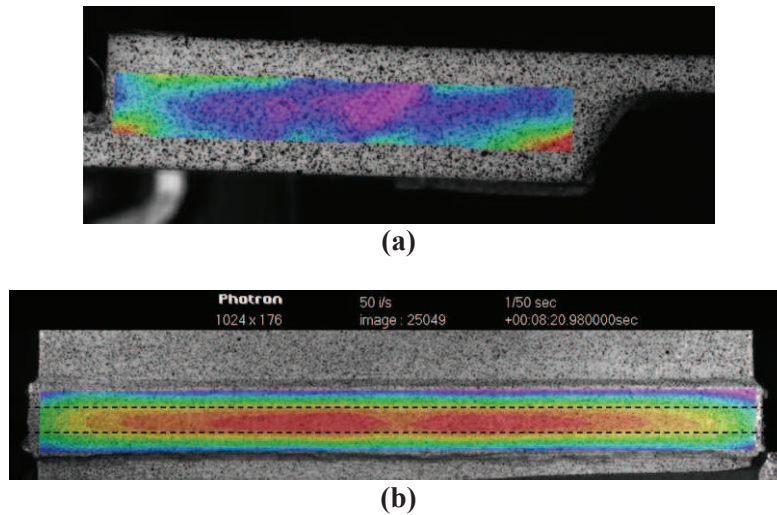


Figure 5-35 Champ de déformation de cisaillement 23 : (a) éprouvette de simple de recouvrement et (b) éprouvette Arcan-Mines

Les analyses par corrélation d'images, (Figure 5-35), permettent de déterminer le module de cisaillement G_{23} du PA6 renforcé: Figure 5-36. En raison de la flexion locale, dans l'éprouvette de simple recouvrement, l'état de contraintes n'est pas un état de cisaillement pur. En conséquence, la rigidité de l'éprouvette de simple de recouvrement est plus importante que celle de l'éprouvette Arcan-Mines.

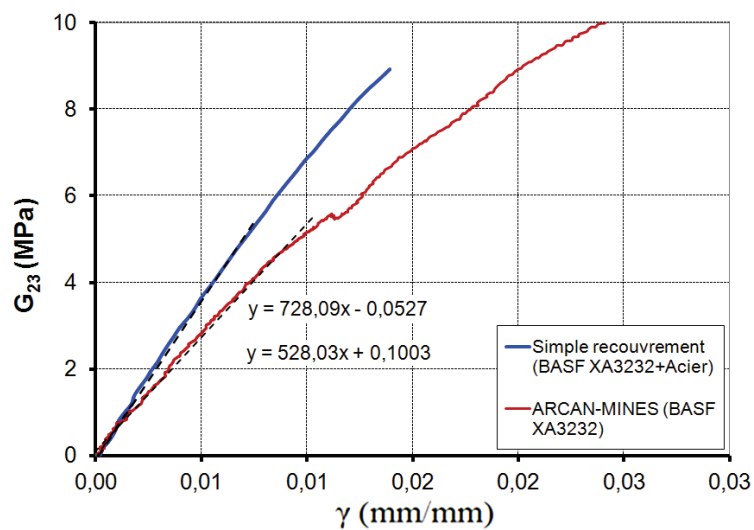


Figure 5-36 Module de cisaillement G_{23} obtenu par simple recouvrement et ARCAN-Mines

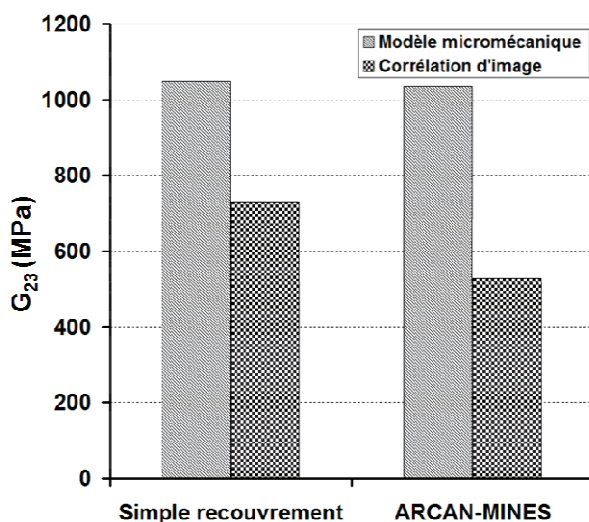


Figure 5-37 Comparaison des valeurs des modules de cisaillement G_{23} du modèle micromécanique et celui obtenu par corrélation d'image

La Figure 5-37 montre la différence entre les valeurs numériques et expérimentales. On peut supposer que ces différences proviennent de trois sources :

- l'erreur due à la prédiction du tenseur d'orientation des fibres par le logiciel MoldFlow® ;
- l'erreur due au modèle micromécanique ;
- l'erreur due à la prise en compte de la flexion locale dans le cas de l'éprouvette de simple de recouvrement.

Due aux trois erreurs que nous venons de souligner, la principale conséquence est la mauvaise fiabilité du modèle micromécanique pour la prédiction du comportement hors plan. Les résultats numériques pour le cas des éprouvettes simples (§V.2.3.2) et semi-structurales (§V.4) montrent la même tendance pour la prédiction du comportement hors plan. Les modèles micromécaniques sont plus rigides que les éprouvettes.

Chapitre VI

Critère de rupture à l'interface

Ce chapitre présente les simulations numériques permettant de valider le critère de rupture de la zone surmoulée, proposé à l'issue des essais Arcan. Cette validation s'effectue à l'interface PA6 injecté - composite tissé, sous des chargements quasi-statiques.

Sommaire

VI.1 Introduction

VI.2 Synthèse bibliographique

VI.2.1 Critère de seuil de plasticité et critère de rupture

VI.2.1.1 Critère pour les matériaux isotropes

VI.2.1.2 Critère pour les matériaux anisotropes

VI.2.2 Critère du Point Stress

VI.3 Loi de comportement non linéaire de la structure injectée

VI.3.1 Cas de l'éprouvette haltère

VI.3.2 Cas de l'éprouvette 3 couches

VI.4 Prédiction de la rupture dans la simulation de l'essai de simple recouvrement

VI.5 Élément finis version-p

VI.5.1 Différences entre la version-h et la version-p de la méthode des éléments finis

VI.5.2 Concept d'une formulation hiérarchique

VI.5.3 Exemple simple de problème (1D)

VI.5.4 Implémentation dans le programme des éléments finis ABAQUS®

VI.5.5 Validation du calcul pour une version h et p

VI.5.6 Application de la version h-p pour simuler une semi-structure (éprouvette de simple recouvrement)

VI.1 Introduction

Afin de prévoir la rupture lors des essais sur éprouvettes de simple recouvrement, il a d'abord été nécessaire d'analyser le comportement non-linéaire du thermoplastique injecté. Cet aspect a fait l'objet du chapitre 5 par l'utilisation de modèles micromécaniques. La partie numérique traitée dans ce chapitre comporte trois étapes. La première prend en compte le comportement non linéaire du matériau thermoplastique injecté, identifié à partir des essais Arcan-Mines. Le critère de rupture est appliqué dans la deuxième étape aux éprouvettes de simple recouvrement. Dans la troisième étape nous proposons une nouvelle méthode qui permet, lors de calculs par éléments finis, de diminuer le nombre d'éléments tout en gardant la précision du calcul. Cette nouvelle méthode s'appelle la méthode des éléments P.

VI.2 Synthèse bibliographique

Les critères utilisés dans ce chapitre sont classés en deux groupes : (i) ceux liés à la description du seuil de plasticité et (ii) les critères de rupture. Le critère de Hill a été utilisé pour identifier le seuil de plasticité dans le thermoplastique injecté, (utilisable avec un matériau orthotrope). Pour le critère de rupture à l'interface composite tissé - thermoplastique injecté, nous avons utilisé le critère de Drucker – Prager, car il prend en compte l'effet de la contrainte hydrostatique. Dans les essais de simple recouvrement, où au voisinage des surfaces libres nous avons des singularités de contraintes, nous avons appliqué le critère du point stress pour résoudre ce problème.

VI.2.1 Critère de seuil de plasticité et critère de rupture

Le premier critère, (critère du seuil de plasticité), pris en compte par une fonction de charge, correspond au début de la déformation plastique du matériau. Si la fonction de charge est positive ou nulle alors le matériau est dans son domaine plastique. Le deuxième critère, le critère de rupture, permet par une fonction de charge de prédire l'amorçage du décollement de la structure. On peut diviser ces critères en deux groupes : (i) critères pour les matériaux isotropes et (ii) critères pour les matériaux anisotropes.

VI.2.1.1 Critères pour les matériaux isotropes

Ces critères sont généralement utilisés pour exprimer la limite d'élasticité, notamment pour l'analyse du comportement en plasticité des matériaux métalliques :

- dans le cas unidimensionnel (traction) cette vérification se réduit à assurer $|\sigma_{11}| - \sigma_e \leq 0$, avec σ_e , limite d'élasticité en traction ;
- dans le cas tridimensionnel, il faut vérifier un critère qui s'écrit $f(\underline{\underline{\sigma}}) - \sigma_e \leq 0$, où $f(\underline{\underline{\sigma}})$ est la fonction seuil élastique.

Il existe un grand nombre de critères, certains sont valables pour des matériaux isotropes fragiles et d'autres pour des matériaux ductiles. Notons qu'il n'existe pas de critère universel valable pour tous les matériaux.

A) Critère de Rankine

Ce critère s'applique plutôt aux matériaux fragiles. Il considère que la limite d'élasticité (ou de rupture) est active lorsqu'une, au moins, des contraintes principales atteint une valeur limite obtenue par l'essai en traction ou en compression:

$$f(\underline{\underline{\sigma}}) = \sup(\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}) - \sigma_e \leq 0 \quad (\text{VI.1})$$

B) Critère de Tresca

Ce critère s'applique aux matériaux ductiles. Les essais sur les matériaux ductiles montrent que le début de la plastification en traction, ou en compression, a lieu suivant des plans inclinés à 45° par rapport à la direction de chargement. Ces plans correspondent à un état de contrainte de cisaillement maximum. Si τ_e est la contrainte tangentielle de cisaillement, alors :

$$f(\underline{\underline{\sigma}}) = \frac{1}{2} \sup|\sigma_{11} - \sigma_{33}| - \tau_e \leq 0 \quad \text{ou} \quad f(\underline{\underline{\sigma}}) = \sup|\sigma_{11} - \sigma_{33}| - \sigma_e \leq 0 \quad (\text{VI.2})$$

C) Critère de Von Mises

Ce critère s'applique également aux matériaux ductiles. Il est basé sur l'estimation d'une énergie de cisaillement critique provoquant la déformation plastique du matériau.

$$f(\underline{\underline{\sigma}}) = J(\underline{\underline{\sigma}}) - \sigma_e \leq 0 \quad (\text{VI.3})$$

Où σ_e est la limite d'élasticité et J est la contrainte équivalente de Von Mises. Elle dépend du second invariant noté J_2 du déviateur des contraintes noté s . La contrainte équivalente de Von Miss s'écrit :

$$J(\underline{\underline{\sigma}}) = \sqrt{3J_2(\underline{\underline{\sigma}})} = \sqrt{\frac{3}{2} s : s} \quad (\text{VI.4})$$

Par définition, le déviateur des contraintes dépend de la trace des contraintes et est défini par :

$$\underline{\underline{s}} = \underline{\underline{\sigma}} - \frac{1}{3} \text{Tr}(\underline{\underline{\sigma}}) \underline{\underline{I}} \quad (\text{VI.5})$$

VI.2.1.2 Critère pour les matériaux anisotropes

A) Critère de contrainte maximale

Ce critère est utilisé pour le dimensionnement des pièces composites. En contraintes planes, le critère s'écrit :

$$\begin{aligned} \frac{\sigma_{11}}{\sigma'_{11}} \leq 1 \quad \text{si} \quad \sigma_{11} \geq 0 ; \quad \frac{|\sigma_{11}|}{\sigma^c_{11}} \leq 1 \quad \text{si} \quad \sigma_{11} \leq 0 \\ \frac{\sigma_{22}}{\sigma'_{22}} \leq 1 \quad \text{si} \quad \sigma_{22} \geq 0 ; \quad \frac{|\sigma_{22}|}{\sigma^c_{22}} \leq 1 \quad \text{si} \quad \sigma_{22} \leq 0 \\ \frac{|\sigma_{12}|}{\sigma^r_{12}} \leq 1 \end{aligned} \quad (\text{VI.6})$$

Où σ'_{11} et σ^c_{11} sont les limites d'élasticité suivant le sens longitudinal, respectivement en traction et en compression. σ'_{22} et σ^c_{22} sont les limites d'élasticité suivant le sens transversal, respectivement en traction et en compression. σ^r_{12} est la limite d'élasticité en cisaillement.

B) Critère de déformation maximale

Ce critère est utilisé conjointement au critère en contrainte :

$$\begin{aligned} \frac{\varepsilon_{11}}{\varepsilon_{11}^t} \leq 1 \text{ si } \varepsilon_{11} \geq 0 ; \quad \frac{|\varepsilon_{11}|}{\varepsilon_{11}^c} \leq 1 \text{ si } \varepsilon_{11} \leq 0 \\ \frac{\varepsilon_{22}}{\varepsilon_{22}^t} \leq 1 \text{ si } \varepsilon_{22} \geq 0 ; \quad \frac{|\varepsilon_{22}|}{\varepsilon_{22}^c} \leq 1 \text{ si } \varepsilon_{22} \leq 0 \\ \frac{|\varepsilon_{12}|}{\varepsilon_{12}^r} \leq 1 \end{aligned} \quad (\text{VI.7})$$

Où ε_{11}^t et ε_{11}^c sont les déformations à la limite d'élasticité suivant le sens longitudinal, respectivement en traction et en compression. ε_{22}^t et ε_{22}^c sont les déformations à la limite d'élasticité suivant le sens transversal, respectivement en traction et en compression. ε_{12}^r est la déformation à la limite d'élasticité en cisaillement.

C) Critère de Hill

Ce critère est utilisé pour définir le domaine d'élasticité d'un matériau orthotrope. C'est une extension du critère de Von Mises :

$$f(\underline{\sigma}) = \sqrt{F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\sigma_{23}^2 + 2M\sigma_{31}^2 + 2N\sigma_{12}^2} - \sigma_0 \leq 0 \quad (\text{VI.8})$$

Où F, G, H, L, M, N s'expriment par:

$$\left\{ \begin{aligned} F &= \frac{\sigma_0^2}{2} \left(\frac{1}{\sigma_{22}^{e2}} + \frac{1}{\sigma_{33}^{e2}} - \frac{1}{\sigma_{11}^{e2}} \right) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{33}^2} - \frac{1}{R_{11}^2} \right), \\ G &= \frac{\sigma_0^2}{2} \left(\frac{1}{\sigma_{33}^{e2}} + \frac{1}{\sigma_{11}^{e2}} - \frac{1}{\sigma_{22}^{e2}} \right) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{33}^2} + \frac{1}{R_{11}^2} - \frac{1}{R_{22}^2} \right), \\ H &= \frac{\sigma_0^2}{2} \left(\frac{1}{\sigma_{11}^{e2}} + \frac{1}{\sigma_{22}^{e2}} - \frac{1}{\sigma_{33}^{e2}} \right) = \frac{1}{2} \left(\frac{1}{R_{11}^2} + \frac{1}{R_{22}^2} - \frac{1}{R_{33}^2} \right), \\ L &= \frac{3}{2} \left(\frac{\tau_0^2}{\sigma_{23}^{e2}} \right) = \frac{3}{2R_{23}^2}, \\ M &= \frac{3}{2} \left(\frac{\tau_0^2}{\sigma_{13}^{e2}} \right) = \frac{3}{2R_{13}^2}, \\ N &= \frac{3}{2} \left(\frac{\tau_0^2}{\sigma_{12}^{e2}} \right) = \frac{3}{2R_{12}^2} \end{aligned} \right. \quad (\text{VI.9})$$

σ_0 est la contrainte de référence, identifiée à la limite d'élasticité suivant la direction 1 et $\tau_0 = \sigma_0 / \sqrt{3}$. Afin d'utiliser ce critère dans le programme Abaqus, nous avons du identifier σ_0 et les valeurs des paramètres R_{ij} , rapports des limites d'élasticité anisotropes, équations (VI.10).

$$\begin{cases} R_{11} = \frac{\sigma_{11}^e}{\sigma_0} & , & R_{22} = \frac{\sigma_{22}^e}{\sigma_0} & , & R_{33} = \frac{\sigma_{33}^e}{\sigma_0} \\ R_{12} = \frac{\sigma_{12}^e}{\tau_0} & , & R_{23} = \frac{\sigma_{23}^e}{\tau_0} & , & R_{13} = \frac{\sigma_{13}^e}{\tau_0} \end{cases} \quad (\text{VI.10})$$

Pour identifier ces paramètres, il faut réaliser suivant les axes d'orthotropie, trois essais en traction et trois essais en cisaillement:

- σ_{11}^e , σ_{22}^e et σ_{33}^e 3 limites d'élasticité en traction, respectivement suivant les axes 1, 2 et 3;
- σ_{23}^e , σ_{13}^e et σ_{12}^e 3 limites d'élasticité en cisaillement, respectivement dans les plans (2, 3), (1, 3) et (1, 2).

VI.2.2 Critère du Point Stress

Numériquement quand l'interface rencontre un bord libre, le calcul par élément finis rend compte de singularités de contraintes à l'approche des bords. Ces singularités dépendant de la taille du maillage, empêchent toute évaluation d'un critère local. Cette dépendance entraîne soit l'apparition d'instabilités numériques (divergences prématurées des calculs), soient de résultats erronés. Ce problème se pose d'autant plus que les matériaux n'ont pas de plasticité (bétons, composites), car peu de non linéarité, (plasticité), vient atténuer les sur-contraintes locales. C'est ce qui se passe aux extrémités de l'éprouvette de simple recouvrement. Pour prévoir la rupture, tout en évitant une dépendance du maillage, plusieurs critères dits « non locaux », ont été proposés. Les critères introduisant une distance critique (a_0), sont les plus couramment utilisés en aéronautique par les bureaux d'études, pour le dimensionnement des stratifiés troués (Figure 6-1). Cette méthode consiste à calculer les contraintes en un point local, situé à une distance critique du bord libre, afin de prévoir la rupture.

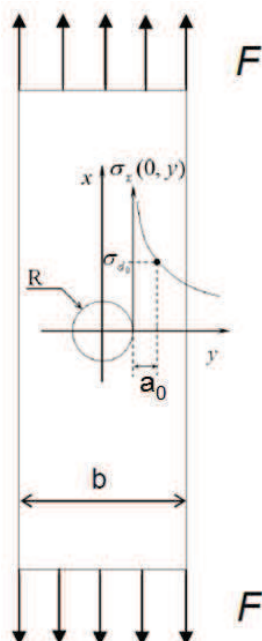


Figure 6-1 Représentation schématique du critère du Point Stress [Aucher, 2009]

Le critère du point stress suppose que la rupture du stratifié troué intervient lorsque la contrainte longitudinale à une distance a_0 du trou est égale ou supérieure à la contrainte à rupture de l'éprouvette non trouée, appelée également contrainte lisse à rupture. On doit ainsi vérifier :

$$\sigma_{a_0} = \sigma_x(0, R + a_0) \leq \sigma_l^r \quad (\text{VI.11})$$

Avec $\sigma_l^r = \frac{F_l^r}{b \cdot h}$, et où F_l^r est la force de rupture de la plaque sans trou,
 b et h sont respectivement la largeur et l'épaisseur de la plaque.

VI.3 Loi de comportement non linéaire de la structure injectée

VI.3.1 Cas de l'éprouvette haltère

Nous allons simuler les essais sur l'éprouvette haltère BASF XA3232, en traction et en cisaillement (ARCAN Mines) et vérifier les propriétés mécaniques des matériaux en les comparant avec l'estimation donnée par le modèle micromécanique associée à la corrélation d'images.

A) Propriétés du PA6 injecté dans l'éprouvette haltère

Pour trouver les propriétés mécaniques de l'éprouvette haltère, nous allons utiliser un modèle micromécanique afin de prévoir les comportements mécaniques à partir de l'utilisation des comportements des matériaux de base, (méthode exposée dans le chapitre V).

Nous avons noté dans le chapitre V, que la méthode du modèle micromécanique ne peut pas estimer correctement les comportements hors plan en cisaillement. Pour cette raison, le module de G_{13} , a été déterminé directement par un essai de cisaillement en utilisant la corrélation d'images. En résumé, les propriétés d'élasticité, du PA6 injecté en forme d'éprouvette haltère, sont présentées dans le Tableau 6-1. Notons que le repère de cette éprouvette est lié au repère de l'injection, (voir Figure 5-25 (b)).

E_{11} (MPa)	7680,00	Estimation par le modèle micromécanique
E_{22} (MPa)	2124,00	
E_{33} (MPa)	2124,00	
G_{12} (MPa)	765,00	
G_{23} (MPa)	725,00	
ν_{12}	0,34	
ν_{13}	0,34	
ν_{23}	0,48	Détermination par la technique de corrélation d'image
G_{13} (MPa)	420,00	

Tableau 6-1 Propriétés de l'éprouvette haltère Basf XA 3232

B) Maillage et résultat de simulation

Les valeurs du Tableau 6-1 ont été utilisées pour simuler les essais en traction dans la direction longitudinale (cas de l'éprouvette haltère) et en cisaillement (cas de l'éprouvette d'ARCAN-MINES) à l'aide du logiciel ABAQUS®. La Figure 6-2 présente les maillages et les conditions aux limites des simulations numériques.

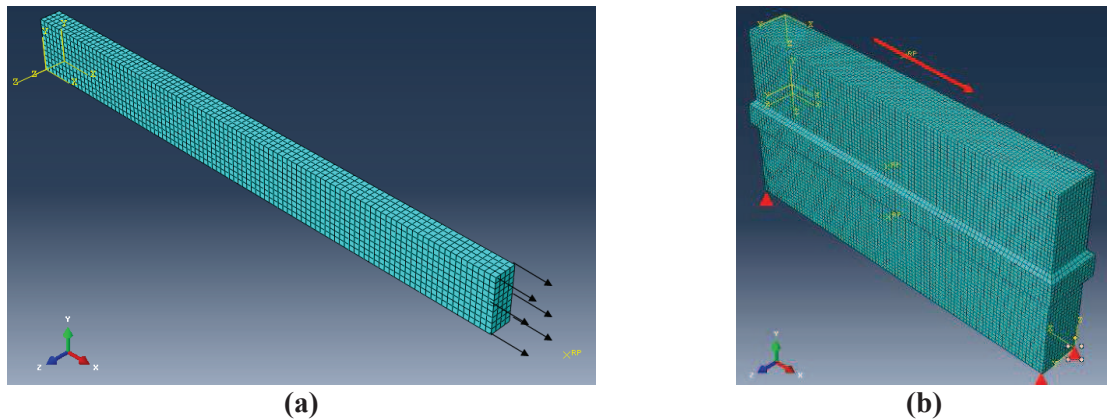


Figure 6-2 Maillage et conditions aux limites pour l'éprouvette haltère (a) essai en traction et (b) essai en cisaillement avec le dispositif Arcan-Mines

Les résultats numériques ont été comparés avec les résultats expérimentaux, (Figure 6-3). Ils reproduisent le comportement linéaire en début de courbe. La prise en compte du comportement non linéaire doit permettre de retrouver le reste de la courbe.

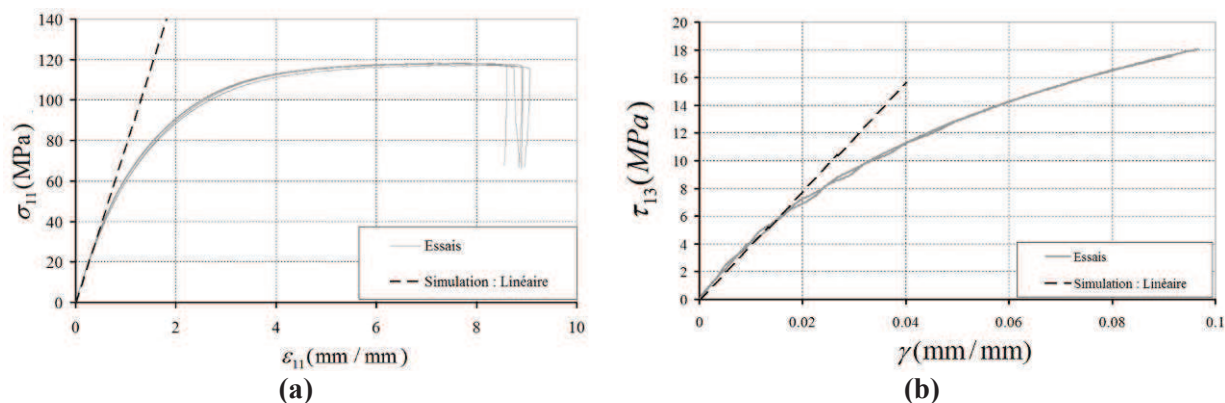


Figure 6-3 Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux pour:
 (a) l'essai en traction de l'éprouvette haltère en composite injecté (BASF XA 3232) et
 (b) l'essai en cisaillement avec le dispositif Arcan-Mines.

Afin de prendre en compte le comportement non linéaire, nous avons besoin de réécrire les résultats de l'essai en traction, (Chapitre III), en déformation et contrainte vraies. Ces formulations sont:

$$\sigma_{vraie} = \sigma_{nom} (1 + \epsilon_{nom}) , \text{ si le volume est constant} \quad (VI.12)$$

$$\epsilon_{vraie} = \ln(1 + \epsilon_{nom}) , \text{ en déformation homogènes} \quad (VI.13)$$

Où σ_{nom} et ϵ_{nom} représentent la charge unitaire et l'allongement relatif, alors que σ_{vraie} et ϵ_{vraie} représentent la contrainte et la déformation vraie. La deuxième étape est la détermination de la déformation plastique ϵ^{pl} , qui peut se calculer par soustraction de la déformation élastique de la déformation vraie, (équation (VI.14)).

$$\epsilon^{pl} = \epsilon_{vraie} - \epsilon_{elastic} \quad (VI.14)$$

Où $\epsilon_{elastic}$ est la déformation élastique.

La relation entre la contrainte et la déformation plastique est présentée sur la Figure 6-4. Cette courbe sera prise en compte dans le code de calcul d'ABAQUS®. Nous supposons un écrouissage isotrope. Le critère de Hill a été utilisé pour le matériau orthotrope. Pour l'utilisation ce critère, il faut identifier les 6 paramètres de limite d'élasticité, (3 en traction et 3 en cisaillement). Malheureusement pour l'éprouvette haltère on ne peut déterminer que 2 paramètres : limite d'élasticité en traction dans le sens 1 et en cisaillement dans le sens 13 présentées dans le tableau 6-2. Nous supposerons par la suite que σ_{22}^e et σ_{33}^e sont égales à σ_{11}^e et σ_{23}^e , σ_{12}^e sont égales à σ_{13}^e .

σ_{11}^e (MPa)	30,38
σ_{13}^e (MPa)	5,54

Tableau 6-2 Limites d'élasticité pour l'éprouvette haltère

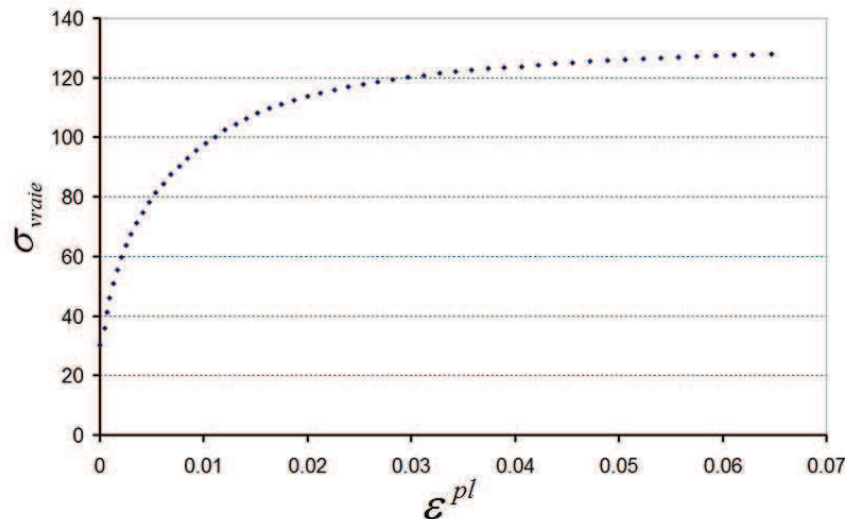


Figure 6-4 Contrainte vraie vs la déformation plastique du BASF XA 3232

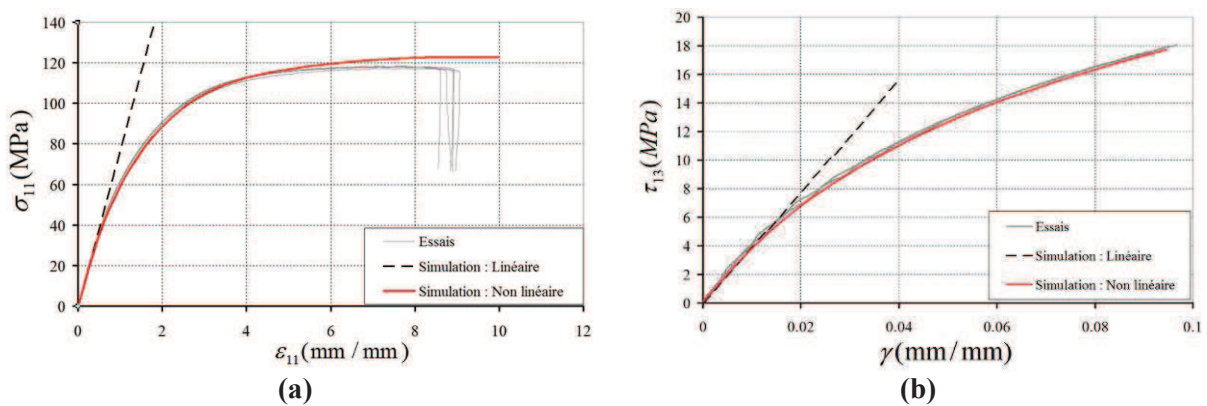


Figure 6-5 Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques sans et avec prise en compte du comportement plastique du composite injecté (BASF XA 3232) :
(a) en traction et (b) en cisaillement avec le dispositif Arcan

La Figure 6-5 présente les résultats numériques et expérimentaux, obtenus sur le PA6 injecté, en traction et en cisaillement avec l'essai Arcan. La prise en compte du comportement non linéaire permet d'obtenir une bonne corrélation entre les résultats numériques et expérimentaux sur l'ensemble de la loi de comportement. L'estimation du comportement dans le plan par le modèle micromécanique, associé avec la corrélation d'images sur l'essai pour les comportements hors plans, seront utilisés par la suite pour la simulation.

VI.3.2 Cas de l'éprouvette 3 couches

Cette partie présente la simulation de l'essai en cisaillement avec Arcan réalisé sur la structure hybride (éprouvette 3 couches). Cette simulation permet de vérifier les valeurs du modèle et les résultats de corrélation d'images. Le tenseur d'orientation du polyamide injecté a été obtenu avec le logiciel MoldFloW®.

A) Propriétés et repère des matériaux

Le comportement du matériau thermoplastique injecté dépend de l'orientation. Le comportement de l'éprouvette 3 couches n'est pas identique avec celui du PA6 injecté dans l'éprouvette haltère. Afin d'identifier ce comportement, la même méthode que pour l'éprouvette haltère

VI Critère de rupture à l'interface

a été utilisée. Tous les paramètres du comportement du PA6 injecté pour l'éprouvette 3 couches sont résumés dans le Tableau 6-3. Le repère local et les géométries sont présentés sur la Figure 6-6. Pour le comportement non linéaire, nous utilisons les valeurs provenant de l'éprouvette haltère. La valeur de la contrainte de cisaillement suivant la direction 13 sera modifiée. La Figure 4-50 (d) montre que la partie non linéaire commence à une charge de 3600 N, soit une limite d'élasticité en cisaillement de 5,14 MPa.

E_{11} (MPa)	5171,0	Obtenus par homogénéisation micromécanique
E_{22} (MPa)	2962,0	
E_{33} (MPa)	2913,0	
G_{12} (MPa)	1079,0	
G_{23} (MPa)	1034,0	
ν_{12}	0,32	
ν_{13}	0,33	
ν_{23}	0,4	Obtenu par la méthode de corrélation d'image
G_{13} (MPa)	485,0	

Tableau 6-3 Propriétés du Basf XA 3232 dans l'éprouvette 3 couches

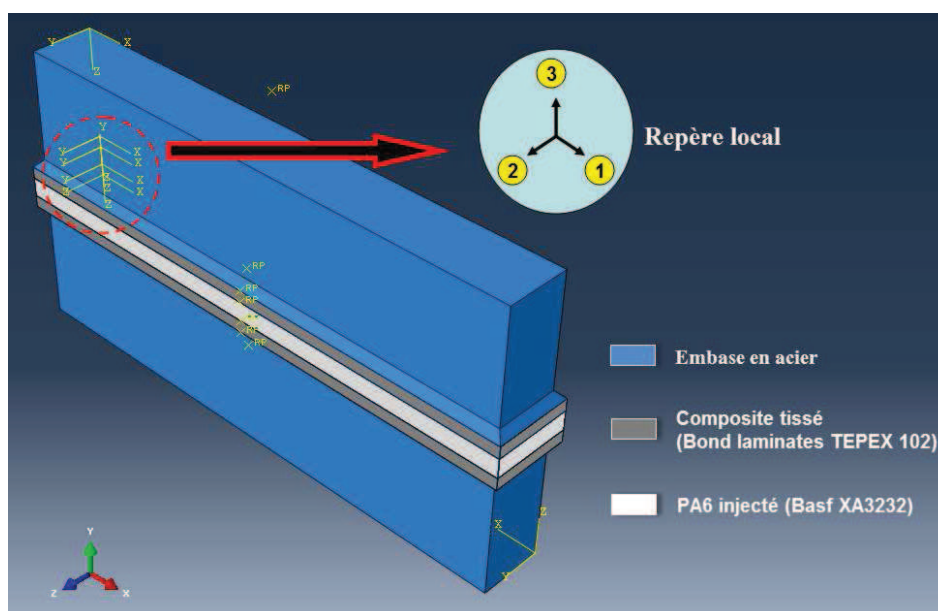


Figure 6-6 Structure utilisée pour simuler l'essai Arcan, éprouvette 3 couches

Concernant le composite tissé, on a utilisé les valeurs de l'essai en traction pour identifier les comportements dans le plan alors que le comportement hors plan tel que le module de cisaillement 13 a été mesuré par corrélation d'images lors de l'essai de cisaillement Arcan et le module en traction dans la direction 33 a été obtenu par l'analyse des résultats de l'essai Arcan-Mines sur l'éprouvette 3 couches dans la direction 0° (Figure 6-7). Connaissant le module 33 du PA6 injecté nous avons calculé le module 33 du composite tissé. Les paramètres restants, n'affectent pas les résultats de la simulation, et proviennent de la bibliographie.

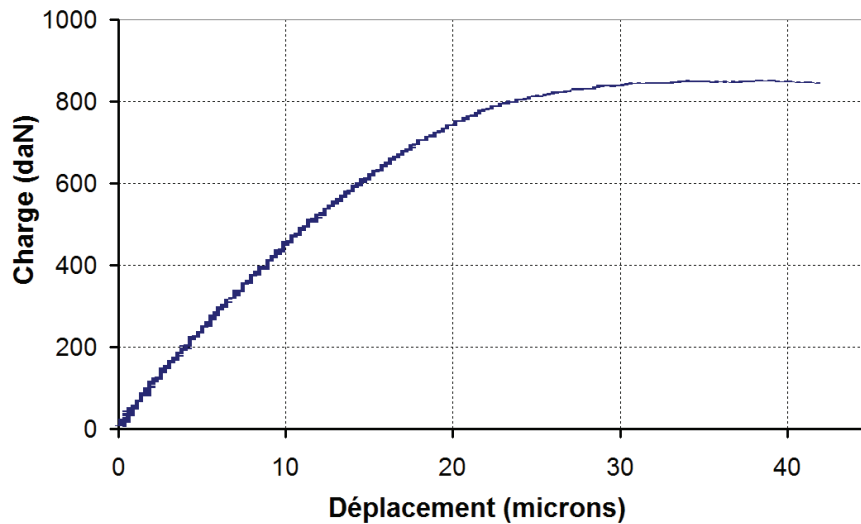


Figure 6-7 Essai Arcan-Mines, direction 0° , pour l'éprouvette 3 couches

La Figure 6-7 montre le résultat de l'essai Arcan en traction pour la direction 0° . Cette figure permet de déterminer le module en traction du PA6 injecté, égal à 2913.0 MPa (Tableau 6-3). Avec le même essai, nous pouvons calculer le comportement du composite tissé (Bond Laminates TEPEX 102) dont le module E_{33} est égal à 3992.0 MPa. Le Tableau 6-4 résume, pour le composite tissé, les valeurs qui seront utilisées pour la simulation.

E_{11} (MPa)	30700,0	Obtenus par l'essai en traction
E_{22} (MPa)	12610,0	
G_{12} (MPa)	2380,0	
ν_{12}	0,2	
G_{13} (MPa)	1600,0	Obtenus par la méthode de corrélation d'image
E_{33} (MPa)	3992,0	Obtenu par calcul
G_{23} (MPa)	1600,0	Obtenus par bibliographie
ν_{13}	0,12	
ν_{23}	0,12	

Tableau 6-4 Propriétés du composite tissé Bond Lamintes TEPEX 102

B) Maillage et résultat de simulation

Le maillage géométrique, pour l'éprouvette trois couches de l'essai d'Arcan, est présenté sur la Figure 6-8 (a). Ce maillage concerne deux embases en acier, une couche de PA6 injecté entre deux couches du composite tissé (Figure 6-6). La taille d'un élément est d'environ 0,7 mm. Le type d'élément est l'élément linéaire en réduction (C3D8R).

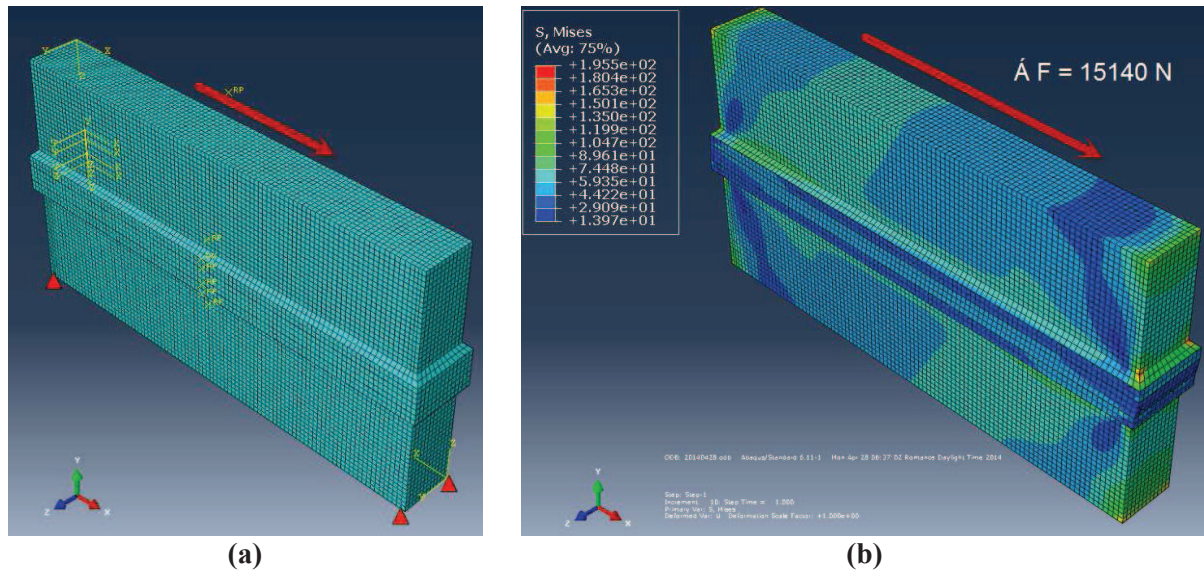


Figure 6-8 Maillages : (a) avant, et (b) après, application de la force en mode cisaillement

Après avoir introduit les paramètres du comportement du PA6 injecté, (BASF XA3232), et du composite tissé, (Bond Laminates TEPEX 102), la Figure 6-8 montre les contraintes calculées après mise sous chargement. La Figure 6-9 présente les courbes charge – déplacement, expérimentales et calculées. Nous pouvons noter que le calcul non linéaire simule bien l'essai, validant ainsi l'identification du comportement.

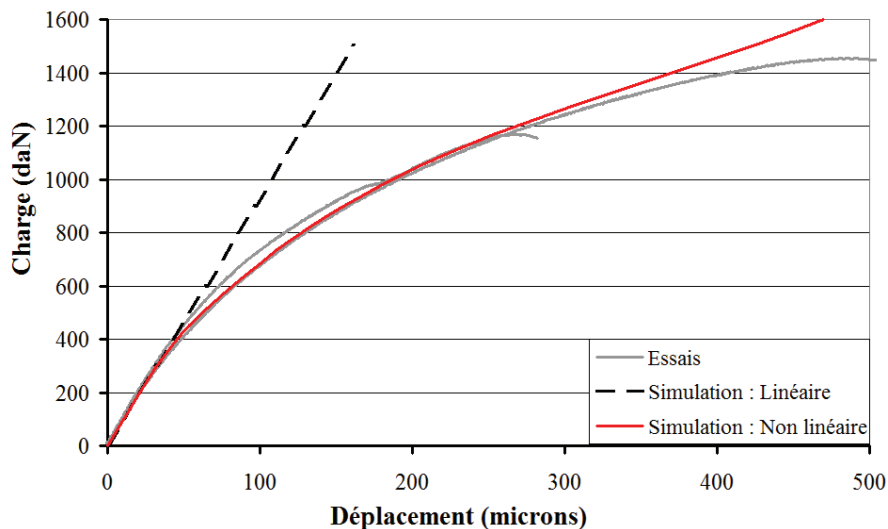


Figure 6-9 Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux de l'éprouvette trois couches Arcan

VI.4 Prédiction numérique de la rupture de l'essai de simple recouvrement

Le calcul de l'éprouvette de simple de recouvrement a permis de valider le critère de rupture.

A) Propriétés et repère des matériaux

Les propriétés du matériau composite tissé, type Bond Laminates TEPEX 102, que nous avons utilisées sont présentées dans le tableau 6-4. Les propriétés du matériau PA6 injecté, BASF XA 3232, sont présentées dans le tableau 6-5. Nous avons utilisé la même méthode pour déterminer le

comportement de PA6 injecté qu'en VI.3.2. Notons que le repère local de ces matériaux correspond avec le repère global du maillage numérique, Figure 6-10.

E_{11} (MPa)	3201	Obtenus par la méthode du modèle micromécanique
E_{22} (MPa)	4585	
E_{33} (MPa)	2964	
G_{12} (MPa)	1177	
G_{23} (MPa)	1055	
ν_{12}	0,23	
ν_{13}	0,38	
ν_{23}	0,33	Obtenu par la méthode de corrélation d'image
G_{13} (MPa)	711	

Tableau 6-5 Propriétés du BASF XA 3232, assemblage par simple recouvrement avec le composite tissé.

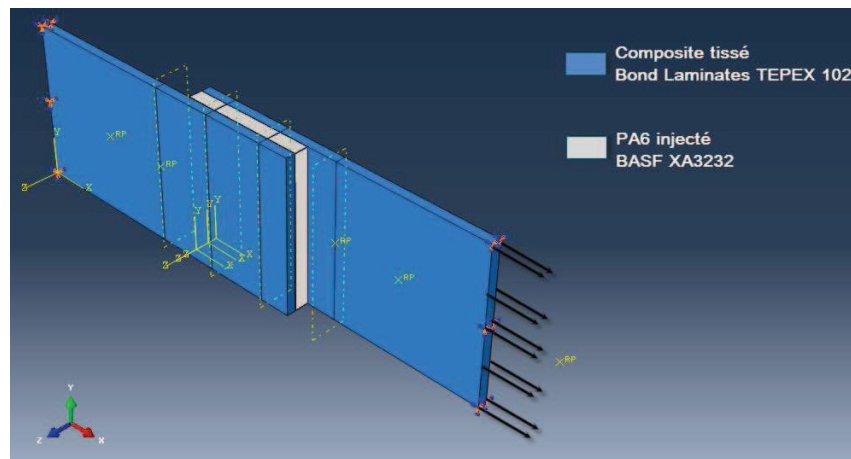


Figure 6-10 Structure de l'essai de simple recouvrement

B) Maillage et résultats de simulation

Le maillage géométrique de l'éprouvette de simple recouvrement, (Figure 6-11 (a)), est constitué de deux plaques de composite tissé et d'une couche de PA6 injecté entre les deux plaques. La taille des éléments est d'environ 0,5 mm. Le type d'élément utilisé est l'élément linéaire à intégration réduite (C3D8R). La Figure 6-11(b) présente la contrainte de Von Mises après avoir appliqué la charge de traction.

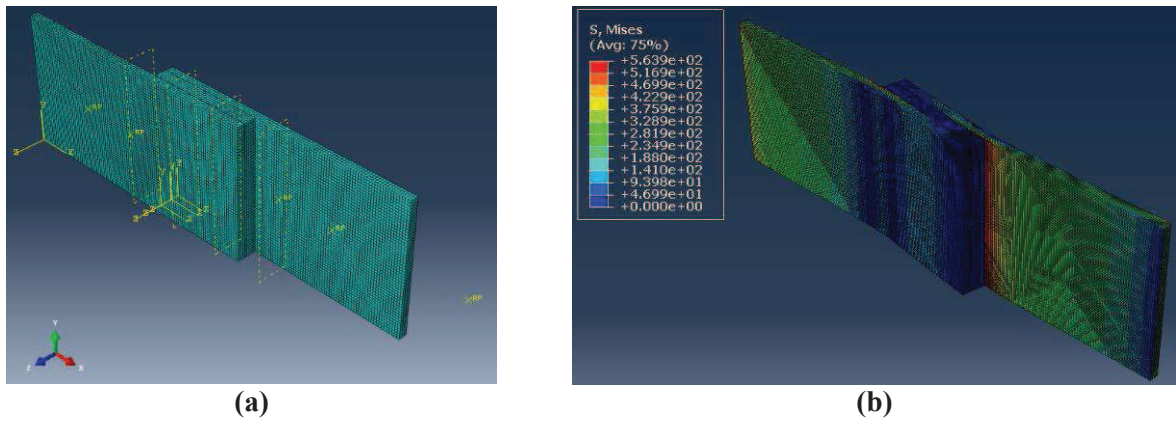


Figure 6-11 Maillage de l'éprouvette de simple recouvrement : (a) avant, et (b) après application de la charge en traction

La Figure 6-12 présente la comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux. Si le comportement mécanique du PA6 injecté est linéaire, la simulation peut uniquement prédire le début de la courbe. En tenant compte du comportement non linéaire du PA6 injecté on peut prédire l'ensemble de la courbe.

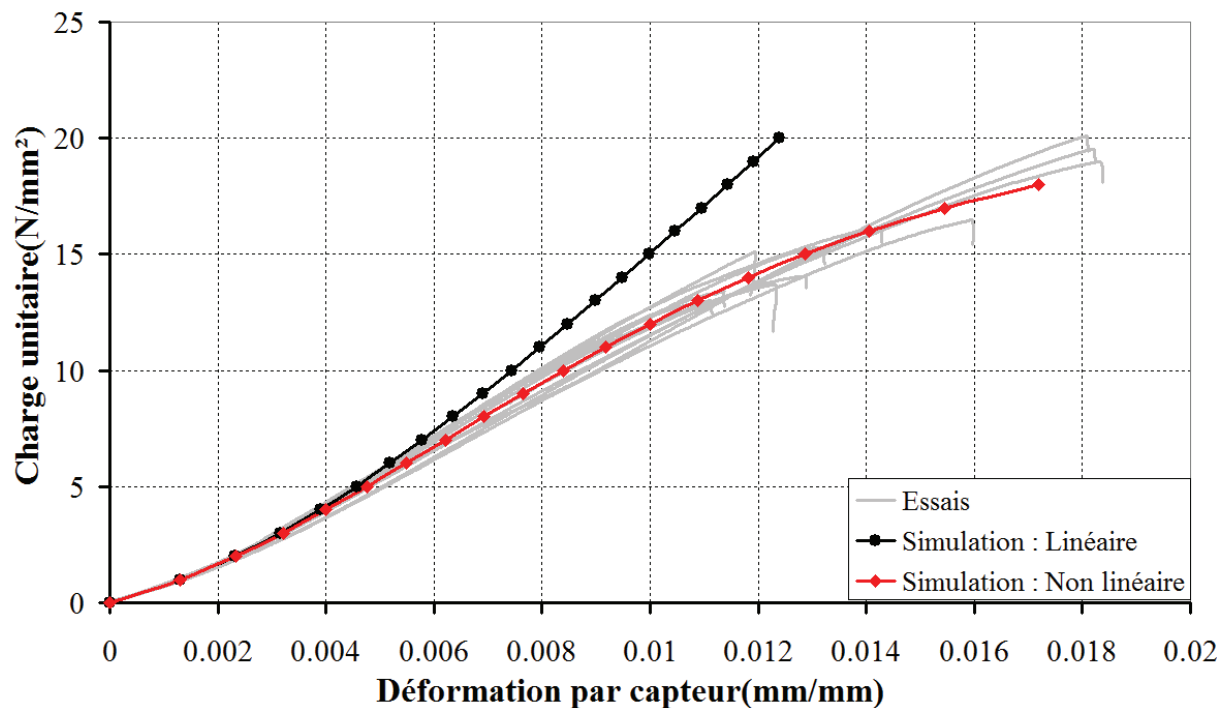


Figure 6-12 Comparaison résultats expérimentaux et simulations de l'essai de simple recouvrement

Cependant, nous constatons une forte singularité aux bords libres, pour les deux contraintes locales anti planes, σ_{13} et σ_{33} , (respectivement Figure 6-13, (c) et (e)). Ces contraintes intéressent directement l'amorçage du délaminage. Elles seront évaluées pour prédire la rupture. Afin de faciliter l'étude, on visualise les trois contraintes importantes, σ_{11} , σ_{13} et σ_{33} , au niveau du plan de symétrie xy de l'éprouvette, à l'interface entre le composite tissé et le PA6 injecté (Figure 6-14).

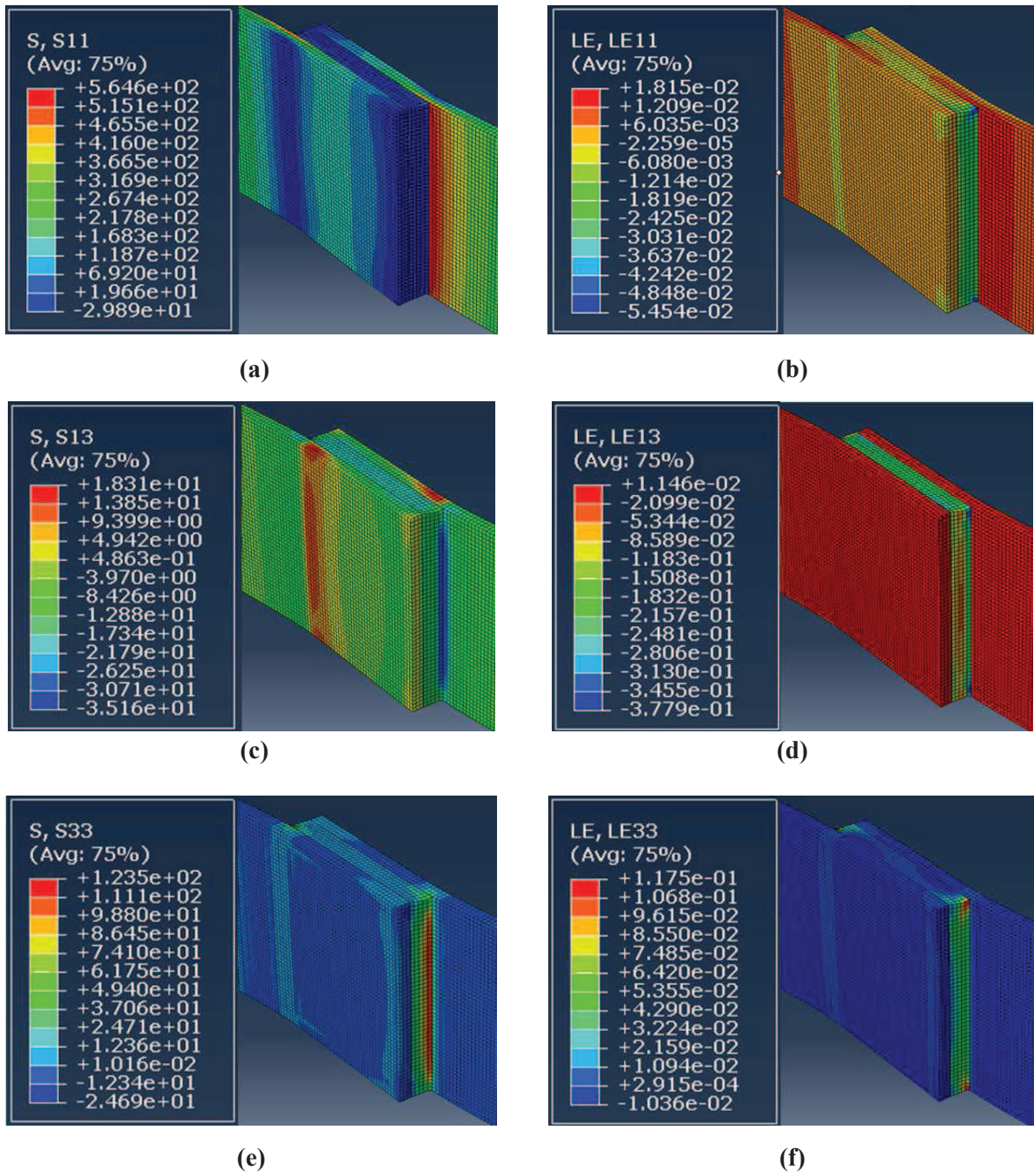


Figure 6-13 Visualisation des contraintes au niveau des bords libres : (a) σ_{11} ; (b) ε_{11} ; (c) σ_{13} ; (d) ε_{13} ; (e) σ_{33} et (f) ε_{33}

VI Critère de rupture à l'interface

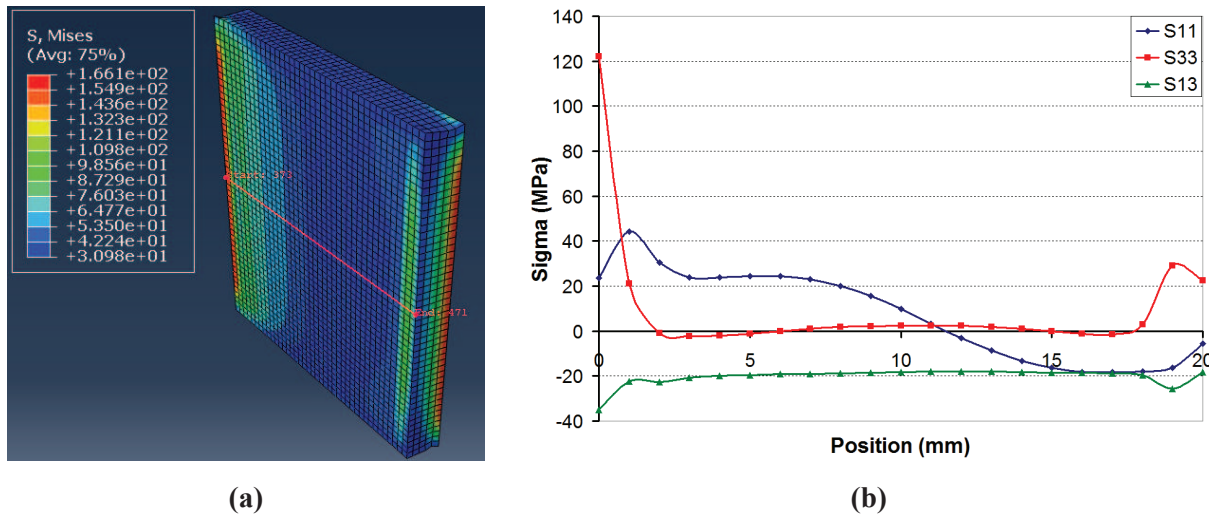


Figure 6-14 Contraintes dans le plan de symétrie xy du PA 6 injecté, à la surface du composite tissé

C) Application du critère de rupture

Nous allons utiliser un critère de rupture de Drucker – Prager modifié, d'ordre 2, pour prévoir la rupture de l'interface entre le composite tissé, Bond Laminates TEPEX 102, et le PA6 injecté, BASF XA3232. Dans le cas d'un composite non traité, ce critère est formulé suivant l'équation VI.15 :

$$J^2 + 21,03I_1 - 583,95 \leq 0 \quad (\text{VI.15})$$

Ce critère a ensuite été utilisé pour simuler la traction de l'éprouvette de simple recouvrement et prévoir la rupture (Figure 6-15 (b)). Afin de ne pas considérer la singularité de contrainte au bord libre, nous avons utilisé la méthode du point stress. Nous avons donc envisagé un critère de rupture à la distance critique (a_0) identifiée égale à l'épaisseur du PA6 injecté (2,3 mm) (Figure 6-15 (a)) comme indiqué dans le travail de [Lorriot et al., 2003].

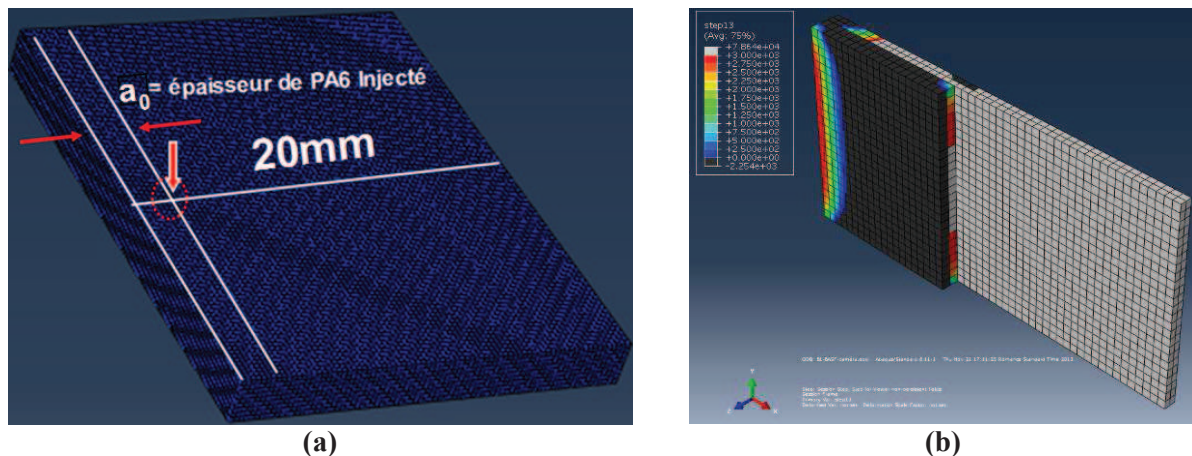


Figure 6-15 Critère de rupture : (a) longueur critique pour la méthode non locale et (b) prédiction de la rupture par le critère de Drucker – Prager

La Figure 6-16 présente les valeurs des contraintes locales à la distance critique $a_0 = 2,3$ mm, (épaisseur de PA6 injecté), en fonction du nombre d'éléments du maillage numérique pour une force de

traction de 4165 N, (charge moyenne de rupture dans le cas du composite non traité). On montre clairement que la valeur, de la contrainte locale à la distance critique, tend vers l'état de stabilisation suivant la taille du maillage. Le problème de la dépendance du maillage est donc ainsi résolu.

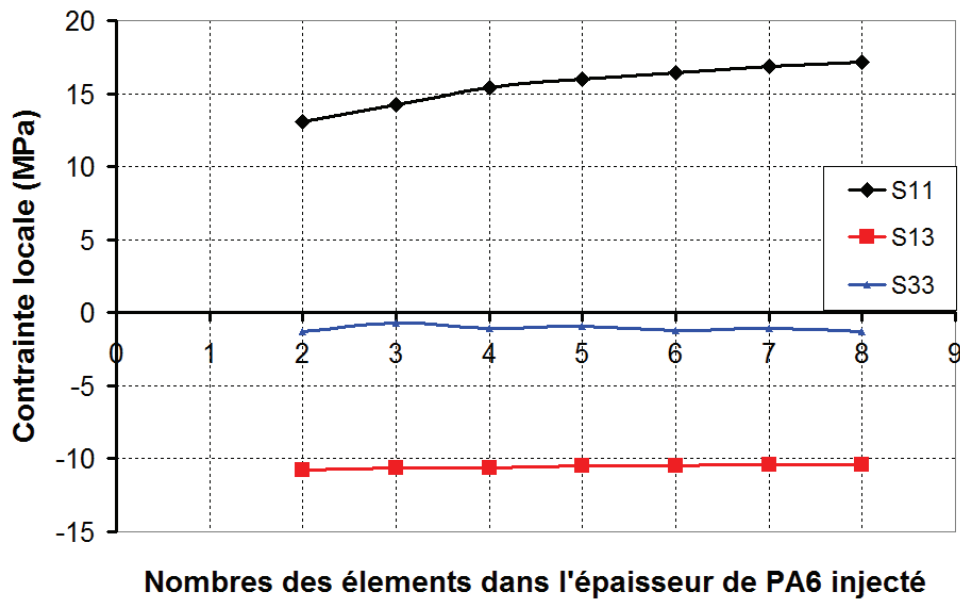


Figure 6-16 Valeurs des contraintes locales à la distance critique (a₀)

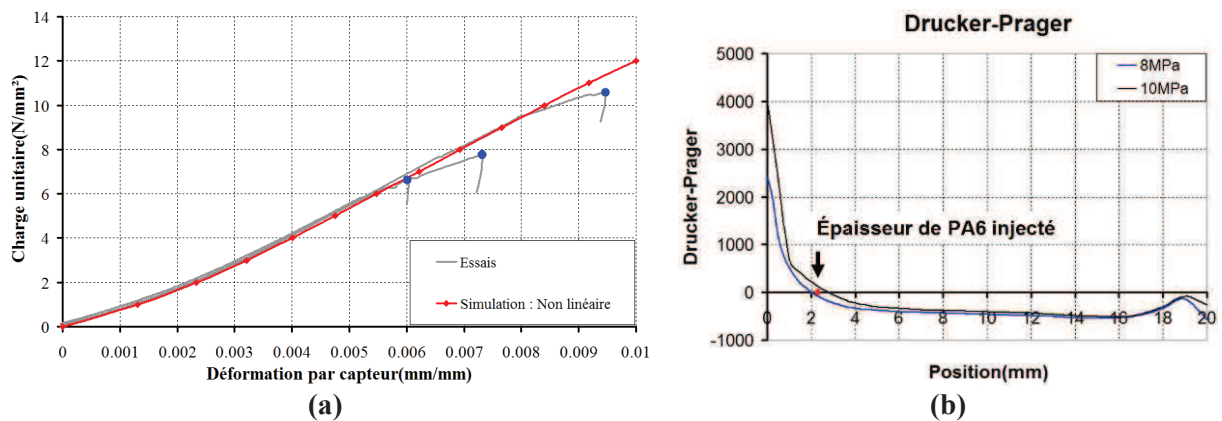


Figure 6-17 (a) : Dispersion de la charge à rupture dans le cas d'éprouvettes non traitées et (b) : valeurs du critère de Drucker - Prager au niveau de la ligne centrale de l'interface PA6 injecté - composite tissé

Rappelons que les résultats des essais des éprouvettes non traitées présentent des valeurs situées entre 6,65 MPa et 10,57 MPa avec une moyenne de 8,33 MPa (Figure 6-17 (a)). Si on envisage une distance de 2,3 mm, (épaisseur de PA6 injecté), comme distance critique du point stress, on peut prédire la résistance de l'éprouvette de simple recouvrement non traitée égale à 8,63 MPa. La différence avec la valeur moyenne des essais est de 3,60% en relatif.

Afin de justifier l'utilisation du critère de Drucker - Prager et la méthode du point stress pour s'affranchir de l'influence des singularités de bords libres, nous allons affiner le maillage. Le tableau 6-6 présente les tailles approximatives des maillages avec la valeur de l'erreur relative. Le calcul, en utilisant des éléments plus fins, donne un meilleur résultat mais prend beaucoup de temps. La sélection de la taille des éléments doit envisager la fiabilité de la solution et le temps de calcul. A l'aide du Tableau 6-6 et de la Figure 6-18, nous avons choisi une taille des éléments de 0,5 mm, (5 éléments

VI Critère de rupture à l'interface

dans l'épaisseur), car elle donne une erreur relative de 5,16 % et un temps de calcul raisonnable (1626 sec).

Nombre d'éléments dans l'épaisseur de PA6 injecté	Taille approximative (mm)	Temps de calcul (sec)	Résistance de rupture (N/mm ²)	Erreur relative (%)
2	1,1	193	10,13	21,61
3	0,8	293	9,56	14,77
4	0,6	872	9,06	8,76
5	0,5	1626	8,76	5,16
6	0,4	4379	8,57	2,88
7	0,33	11245	8,41	0,96
8	0,3	15413	8,29	-0,48

Tableau 6-6 Erreur relative en fonction de la taille des éléments

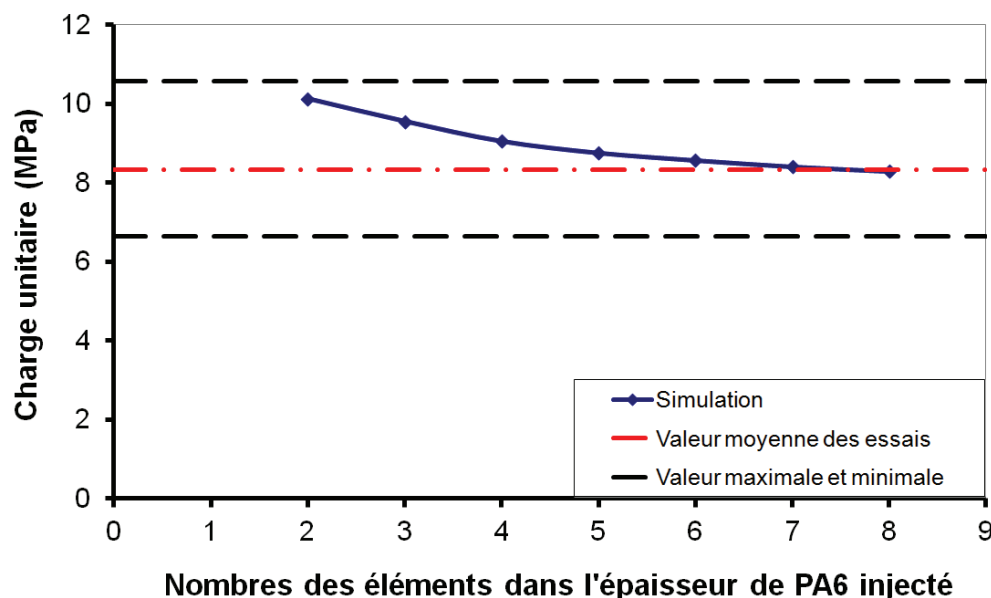


Figure 6-18 Effet de la taille des éléments sur l'erreur relative

D) Validation du critère de rupture dans le cas d'une éprouvette traitée

De manière identique à l'éprouvette non traitée, la rupture de l'éprouvette traitée par plasma d'air associé avec un comportement non linéaire a été étudiée. La vitesse de la torche était $V = 40$ m/min à une distance $D = 5$ mm. Dans ce cas, le critère de rupture de Drucker – Prager est fourni par l'équation VI.15 :

$$J^2 + 35,76I_1 - 1293 \leq 0 \quad \text{VI.15}$$

Le critère de rupture regardé à la distance critique, avec la taille d'élément de 0,5 mm, prévoit la rupture de l'éprouvette à la charge unitaire de 13,99 MPa. La Figure 6-19 présente la comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques pour l'éprouvette traitée. Nous trouvons une valeur numérique avec une erreur relative de à 3,28 % par rapport à la valeur réelle.

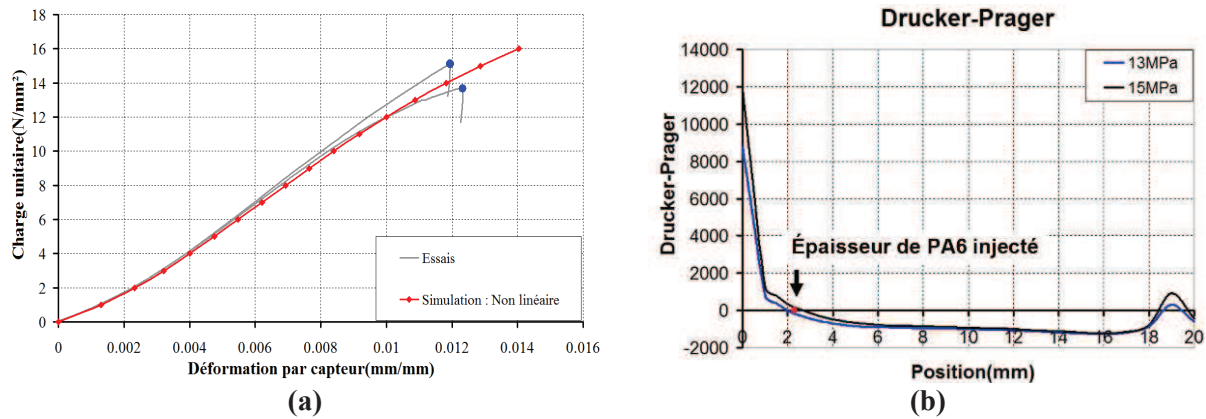


Figure 6-19 (a) Dispersion des charges de rupture dans le cas du traitement à $V=40\text{m/min}$, $D=5\text{mm}$ et (b) valeurs du critère de Drucker – Prager au niveau de la ligne centrale de l'interface PA6 injecté - composite tissé

Si nous ne prenons pas en compte la non linéarité de comportement du PA6 injecté, on trouve une erreur relative pour la charge unitaire de rupture de l'éprouvette traitée et non traitée d'environ 15 à 20% plus importante, (Tableau 6-7). La prise en compte du non linéarité de matériau injecté s'avère importante.

Condition de traitement	Charge unitaire de rupture (MPa)		
	Résultat réel	Avec le comportement non linéaire	Sans le comportement non linéaire
Non traité	8,33	8,76	7,45
$V=40\text{ m/min}$, $D=5\text{ mm}$	14,47	13,99	11,17

Tableau 6-7 Comparaison entre charges unitaires de rupture (effet du comportement non linéaire)

En résumé, les résultats numériques obtenus pour l'éprouvette sans et avec traitement plasma, montrent que le critère de la rupture de Drucker - Prager associé à la méthode du point stress donne une bonne fiabilité pour prévoir la rupture dans le cadre des essais de simple recouvrement.

VI.5 Élément finis version-P

Dans cette partie, nous allons étudier l'utilisation de la version-p des éléments finis pour simuler l'essai de simple recouvrement. Cette version permet de diminuer le nombre d'éléments tout en gardant une bonne précision. Nous allons présenter les avantages et les inconvénients de la version-p par rapport à la version-h et les principes des deux versions. Ensuite, nous utiliserons cette méthode pour faire la simulation avec le maillage de l'essai de simple recouvrement.

VI.5.1 Différences entre la version-h et la version-p de la méthode des éléments finis

Dans la méthode des éléments finis, la matrice de fonction de forme [N] est un paramètre important. En général, la fonction de forme de la méthode des éléments finis commerciaux tels que ABAQUS[®], ANSYS[®] est basée sur les fonctions de Lagrange d'ordre un, (VI.16), et d'ordre deux, (VI.17). La matrice de fonction de forme dans le cas linéaire, (pour l'ordre un), s'appelle la version-h. Alors que la fonction de forme de la version-p est basée sur la fonction hiérarchique. L'utilisation de fonction de forme -p présente des avantages et des inconvénients.

$$N(\xi) = \prod_{\substack{j=1 \\ j \neq i}}^n \frac{(\xi - \xi_j)}{(\xi_i - \xi_j)} \quad (\text{VI.16})$$

$$[N] = \left[\frac{1}{2}(1 - \xi) \quad \frac{1}{2}(1 + \xi) \right] \quad (\text{VI.17})$$

Avantages de la méthode-p

- En premier lieu, elle est plus précise et sa convergence est plus rapide que celle de la méthode-h. Son taux de convergence est exponentiel, alors que celui de la méthode-h n'est qu'algébrique ;
- La qualité des solutions est peu sensible aux distorsions des éléments ;
- Pour améliorer significativement la précision de la solution, il faut envisager une augmentation du nombre de degrés de liberté en augmentant le degré du polynôme mais sans modifier les maillages. Tandis que pour la version-h, il faut raffiner le maillage tout en conservant le degré des éléments ;
- La géométrie peut être représentée de manière exacte, ce qui évite les erreurs liées à sa modélisation.

Inconvénients de la méthode-p

- Tout d'abord, la méthode-p convient bien pour une analyse détaillée des composantes d'une structure complexe. En effet, dans ce cas le nombre de points singuliers est souvent réduit et l'on bénéficie pleinement de la vitesse de convergence élevée de la méthode. Un champ de contrainte de qualité supérieure est obtenu avec peu de degrés de liberté, ce qui permet une analyse locale précise. Par contre, la méthode-h semble plus adéquate pour obtenir une solution globale, car le maillage structuré d'une pièce mécanique comportant plusieurs niveaux de détail est très difficile à réaliser et aboutit souvent à un grand nombre d'éléments ;
- Enfin, la méthode-p n'est pas facile à intégrer dans un code existant car celui-ci ne prévoit généralement pas d'outils de pré- et post-traitement pour des éléments de degré élevé.

VI.5.2 Concept d'une formulation hiérarchique

Pour obtenir des degrés d'interpolation élevés dans la version-h, nous pouvons étendre la démarche entreprise avec les polynômes de Lagrange (VI-16). Si nous souhaitons construire une interpolation quadratique, il est nécessaire d'ajouter un nœud sur l'élément de référence pour porter le degré de liberté supplémentaire (Fig.2.2). Les fonctions d'interpolations correspondantes sont présentées en (VI-18) :

$$[N_{n=3}] = \left[\frac{1}{2}(-\xi)(1-\xi) \quad \frac{1}{2}(\xi)(1+\xi) \quad 1-\xi^2 \right] \quad (\text{VI-18})$$

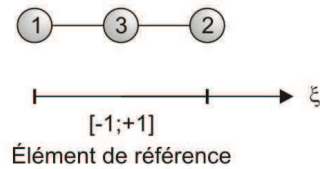


Figure 6-20 Définition d'un élément à trois nœuds dans l'espace de référence.

La fonction de forme de la méthode h est basée sur les polynômes de Lagrange. Une augmentation du degré nécessite la réécriture de l'ensemble des fonctions d'interpolation de l'élément (Figure 6-21).

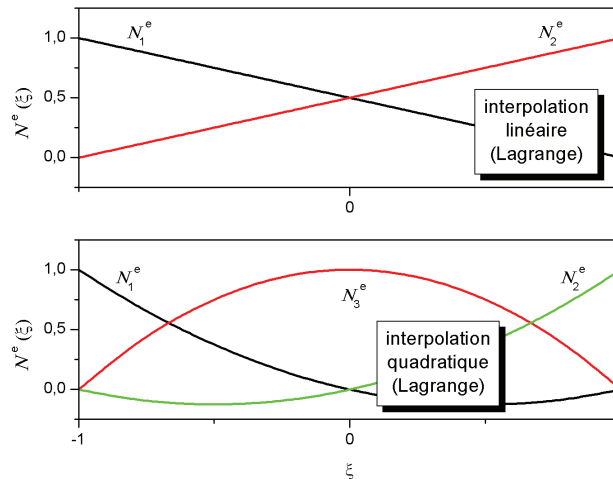


Figure 6-21 Le passage d'une interpolation linéaire à une interpolation quadratique nécessite la réécriture de l'ensemble des fonctions d'interpolation.

Le concept de la formulation hiérarchique nécessitant l'augmentation du degré d'interpolation il convient d'ajouter des termes à l'interpolation précédente. Une approximation par éléments finis est dite hiérarchique, si le passage à un degré $p + 1$ n'altère pas les fonctions d'interpolation de degrés inférieurs (1 à p), (Figure 6-22) :

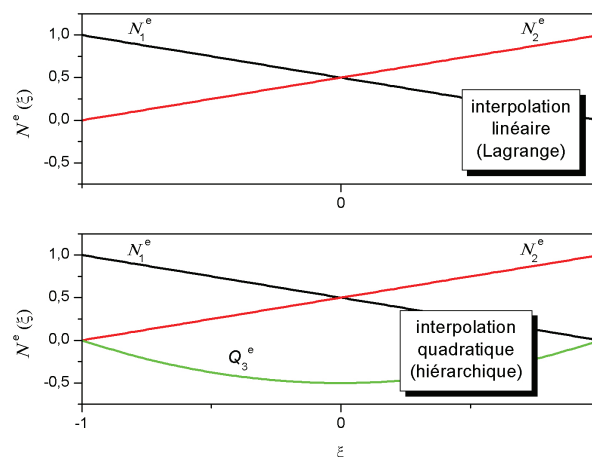


Figure 6-22 Exemple d'interpolation hiérarchique : le passage d'un degré p à un degré $p+1$ n'altère pas les fonctions d'interpolation de degrés 1 à p . [Joannès, 2007]

VI Critère de rupture à l'interface

L'addition de termes hiérarchiques permet d'augmenter le degré de liberté dans la méthode des éléments finis version-p. On peut le voir dans l'équation VI-19 qui présente le champ des déplacements discrétisé à l'intérieur de l'élément.

$$u_h = \sum_{j=1}^{p+1} N_j(\xi) q_j \quad (\text{VI-19})$$

Où q_1 et q_2 sont des déplacements nodaux, tandis que q_3, \dots, q_{p+1} ne représentent pas des déplacements réels mais plutôt des amplitudes des modes internes ou déplacement relatifs.

Fonctions d'interpolation hiérarchiques 1D

Les fonctions de forme hiérarchique 1D ont été introduites par BABUŠKA et SZABÓ [Babuška et Szabó, 1991], (expressions (VI-20, VI-21)) :

$$\begin{aligned} N_1(\xi) &= \frac{1}{2}(1 - \xi) \\ N_2(\xi) &= \frac{1}{2}(1 + \xi) \\ N_i(\xi) &= \phi_{i-1}(\xi), \quad i = 3, 4, \dots, p+1 \end{aligned} \quad (\text{VI-20})$$

avec

$$\phi_j(\xi) = \sqrt{\frac{2j-1}{2}} \int_{-1}^{\xi} L_{j-1}(x) dx = \frac{1}{\sqrt{4j-2}} (L_j(\xi) - L_{j-2}(\xi)), \quad j = 2, 3, \dots \quad (\text{VI-21})$$

où $L_j(\xi)$ sont les polynômes de Legendre. Et on peut extraire les fonctions de forme hiérarchiques pour $p = 1, 2, 3, \dots, 8$ (équations (VI-22)) :

$$\begin{aligned} N_1(\xi) &= \frac{1}{2}(1 - \xi), \\ N_2(\xi) &= \frac{1}{2}(1 + \xi), \\ N_3(\xi) &= \frac{\sqrt{6}}{4}(\xi^2 - 1), \\ N_4(\xi) &= \frac{\sqrt{10}}{4}(\xi^2 - 1)\xi, \\ N_5(\xi) &= \frac{\sqrt{14}}{16}(5\xi^4 - 6\xi^2 + 1), \\ N_6(\xi) &= \frac{3\sqrt{2}}{16}(7\xi^4 - 10\xi^2 + 3)\xi, \\ N_7(\xi) &= \frac{\sqrt{22}}{32}(21\xi^6 - 35\xi^4 + 15\xi^2 - 1), \\ N_8(\xi) &= \frac{\sqrt{26}}{32}(33\xi^6 - 63\xi^4 + 35\xi^2 - 5)\xi \end{aligned} \quad (\text{VI-22})$$

Fonctions de forme hiérarchiques 2D

L'application de la méthode p en 2D, basée sur un élément quadrilatère, a été introduite par BABUŠKA et SZABÓ [Babuška et Szabó, 1991]. Pour un domaine carré tel que celui de la Figure 6-23 :

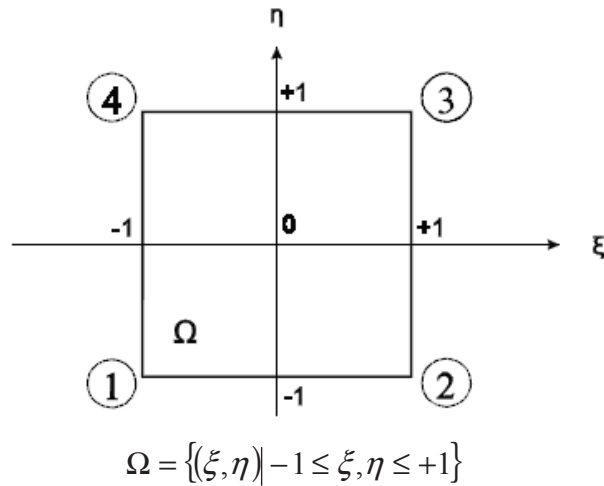


Figure 6-23 Élément quadrangulaire de référence

Pour la construction, la fonction de forme en 2 dimensions peut être classée en 3 groupes :

- fonctions de forme nodales (VI-23)

$$N_{1,1}^{N_i}(\xi, \eta) = \frac{1}{4}(1 + \xi_i \xi)(1 + \eta_i \eta), \quad i = 1, \dots, 4 \quad (\text{VI-23})$$

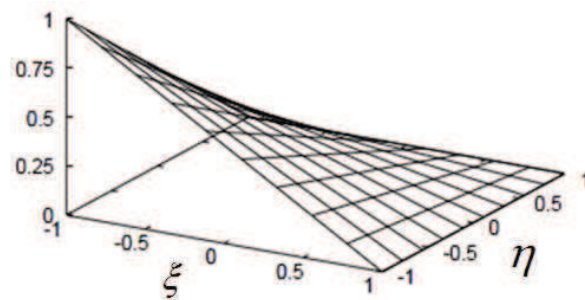


Figure 6-24 Modes de formes nodales [Düster, 2001]

- fonctions de forme de côté (2-22)

$$\begin{aligned} \text{côté 1 : } N_i^{E_1}(\xi, \eta) &= \frac{1}{2}(1 - \eta)\phi_i(\xi), \quad i = 2, \dots, p \\ \text{côté 2 : } N_i^{E_2}(\xi, \eta) &= \frac{1}{2}(1 + \xi)\phi_i(\eta), \quad i = 2, \dots, p \\ \text{côté 3 : } N_i^{E_3}(\xi, \eta) &= \frac{1}{2}(1 + \eta)\phi_i(\xi), \quad i = 2, \dots, p \end{aligned} \quad (\text{VI-24})$$

$$\text{côté 4 : } N_i^{E_4}(\xi, \eta) = \frac{1}{2}(1 - \xi)\phi_i(\eta), \quad i = 2, \dots, p$$

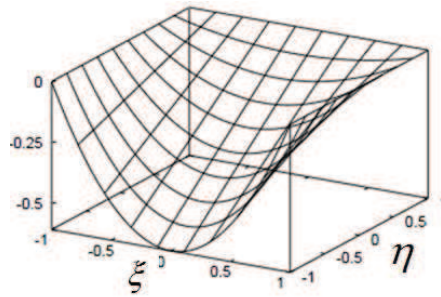


Figure 6-25 Modes de forme de côté 1 ($i=2$) [Düster, 2001]

- fonctions de forme internes (2-23)

$$N_{i,j}^{\text{int}}(\xi, \eta) = \phi_i(\xi)\phi_j(\eta), \quad i, j = 2, \dots, p-2; i + j = 4, \dots, p \text{ et } p \geq 4 \quad (\text{VI-25})$$

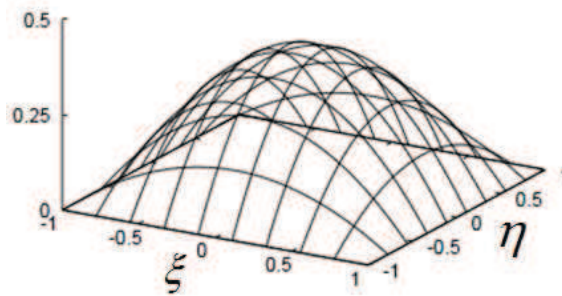


Figure 6-26 Modes de forme internes [Düster, 2001]

VI.5.3 Exemple simple de problème (1D)

Dans cet exemple, nous considérons une barre homogène, (Figure 6-27), de longueur L et de section A constante.

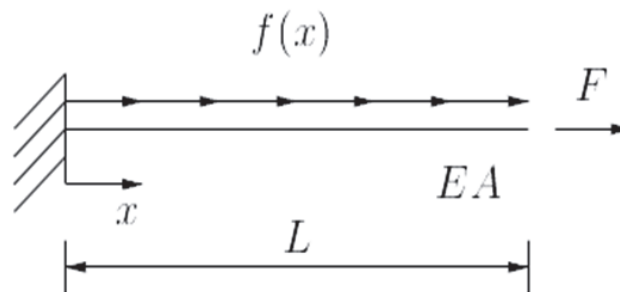


Figure 6-27 Barre examinée

L'équation régissant le champ de force $f(x)$ et les conditions aux limites sont présentées en VI-26 :

$$\begin{aligned}
 -(EAu'(x))' &= f(x) \quad \text{sur } \Omega = [x|0 \leq x \leq L] \\
 u &= 0 \quad \text{sur } \Gamma_D = 0 \\
 EAu' &= F \quad \text{sur } \Gamma_N = L
 \end{aligned}
 \tag{VI-26}$$

Où $u(x)$ est le déplacement, E le module d'Young, $f(x)$ le champ volumique de traction et F la force.

Si $EA = L = 1$, $f(x) = \sin(8x)$, $F = 0$, la solution exacte est donnée par l'équation VI-27

$$u_{ex}(x) = \frac{1}{64} \sin(8x) + \frac{1}{8} x \cos(8)
 \tag{VI-27}$$

La Figure 6-28 présente $u_{EF}(x)$ pour $p=1,2,3,\dots,8$ tracée avec la solution exacte du problème. On peut voir que l'exactitude de la résolution de la solution, dépend du degré du Polynôme.

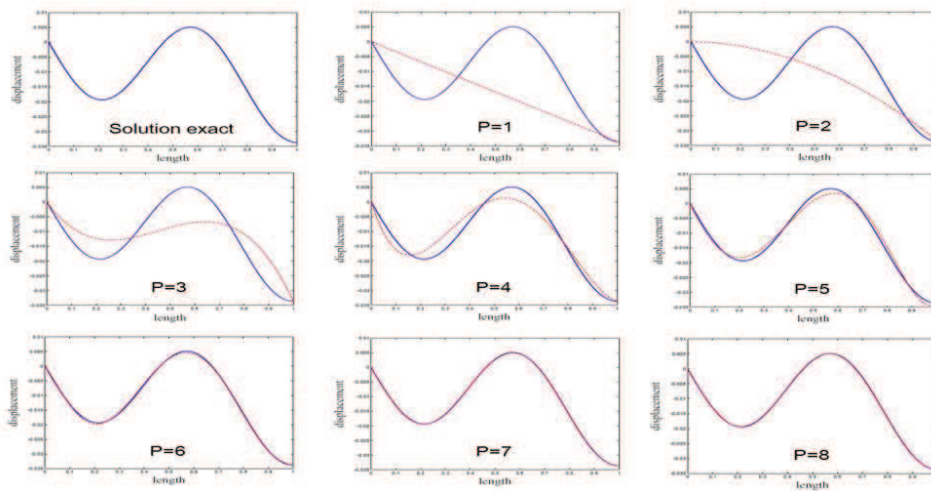


Figure 6-28 la méthode-p est basée sur 1 élément avec $p = 1,2,3,\dots,8$

La Figure 6-28 présente $u_{EF}(x)$ à partir de la méthode-h, tracée avec la solution exacte du problème. On peut voir que l'exactitude de la résolution de la solution, dépend du nombre d'éléments.

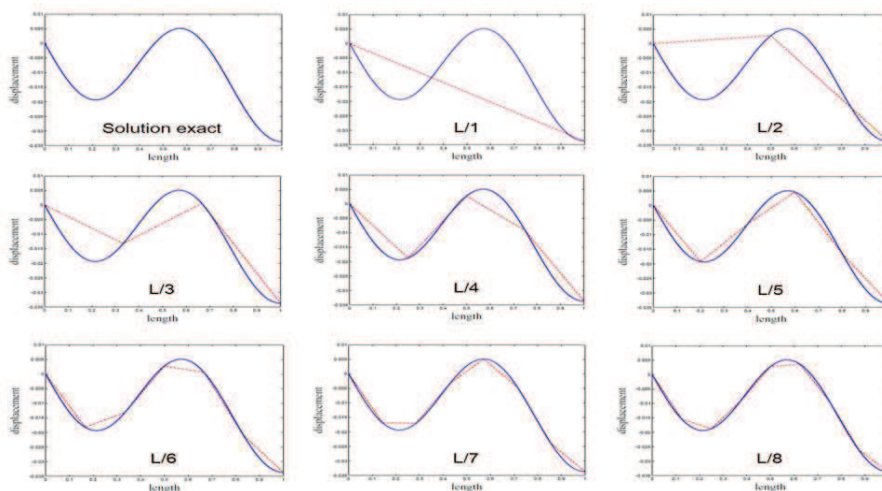


Figure 6-29 la méthode-h est basée sur la fonction linéaire ($p = 1$)

VI.5.4 Implémentation dans le programme des éléments finis ABAQUS®

Le programme des éléments finis original est basé sur la méthode des éléments finis version-h. Pour cette raison, les processus de calcul doivent être préparés. Trois étapes doivent être introduites dans le programme ABAQUS® :

- 1) Une étape de pré-traitement pour écrire le fichier INP ;
- 2) Une étape de calcul basée sur la fonction de forme hiérarchisée des polynômes de Legendre ;
- 3) Une étape de post traitement pour visualiser les résultats du calcul.

Etape de pré-traitement

Cette étape permet de préparer le fichier INP (input file) pour la version-p. Normalement, le fichier INP du programme ABAQUS® est destiné au calcul des éléments finis de la version-h. La modification du fichier INP, appelé « étape de pré-traitement » a été faite avec le programme PYTHON®. Notons que l'augmentation des degrés des polynômes dans chaque élément, (Figure 6-30), est fixée ici.

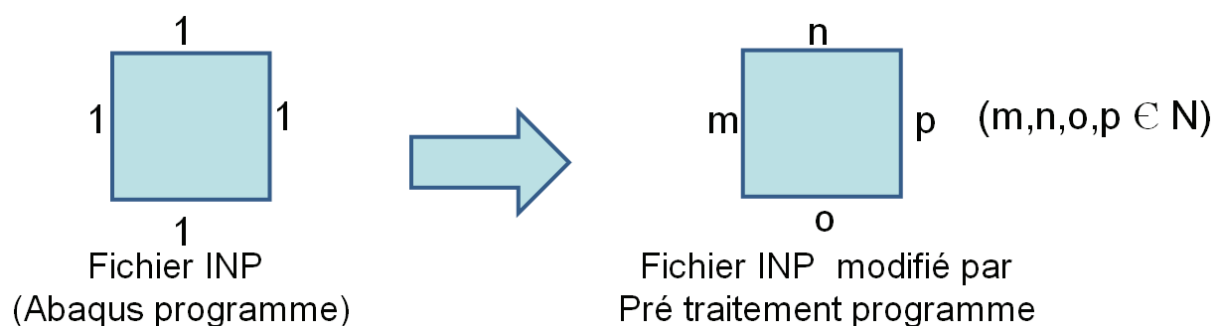


Figure 6-30 Présentation du principe de prétraitement, qui spécifie les degrés des polynômes de chaque élément, afin de préciser le calcul

Etape de calcul dans le programme ABAQUS®

Comme déjà souligné, la méthode de calcul dans le programme ABAQUS® est basée sur la version-h. Pour être capable de calculer par la version-p, nous devons écrire le processus de calcul dans le sous-programme ABAQUS® qui s'appelle UEL (user element). UEL est un sous-programme permettant de modifier la méthode de calcul pour le nouvel élément. Ce sous-programme est écrit en FORTRAN®. Ensuite, le deuxième sous-programme qui doit être préparé est UMAT (user material). Il permet de définir le comportement du matériau sur le nouvel élément que nous avons écrit dans le sous-programme UEL.

Etape de post-traitement

Dans la dernière étape, comme notre nouvel élément a été développé et écrit par le sous-programme UEL, afin de visualiser les résultats sur le programme d'ABAQUS®, on doit traiter, (Figure 6-31) :

- la sortie des résultats de calcul sur l'élément,
- la visualisation des surfaces d'éléments reliant chaque nœud, cette étape ayant été programmée avec le programme PYTHON.

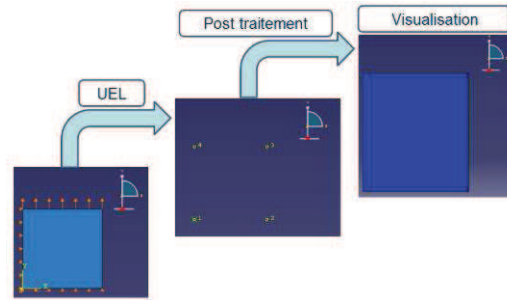


Figure 6-31 Présentation de l'étape de post traitement pour la visualisation des résultats

Notons que dans ce travail, nous utilisons le sous-programme UEL initialement développé au centre des matériaux, que nous avons modifié dans sa partie loi de comportement en utilisant le sous-programme UMAT d'ABAQUS®.

VI.5.5 Validation du calcul pour une version h et p

Afin de vérifier la précision du code de calcul pour la version-h p, mélange entre les éléments des versions-h et -p, nous avons comparé les résultats numériques en 2D dans l'essai de traction UD et l'essai de cisaillement pur (Figure 6-32) avec la méthode classique de la version-h. Notons que les calculs présentent la contrainte plane associée, avec un comportement orthotrope du PA6 injecté, Tableau 6-8.

E_{11} (MPa)	3201
E_{22} (MPa)	2964
G_{12} (MPa)	711
ν_{12}	0,38

Tableau 6-8 Comportement du PA6 injecté en 2D

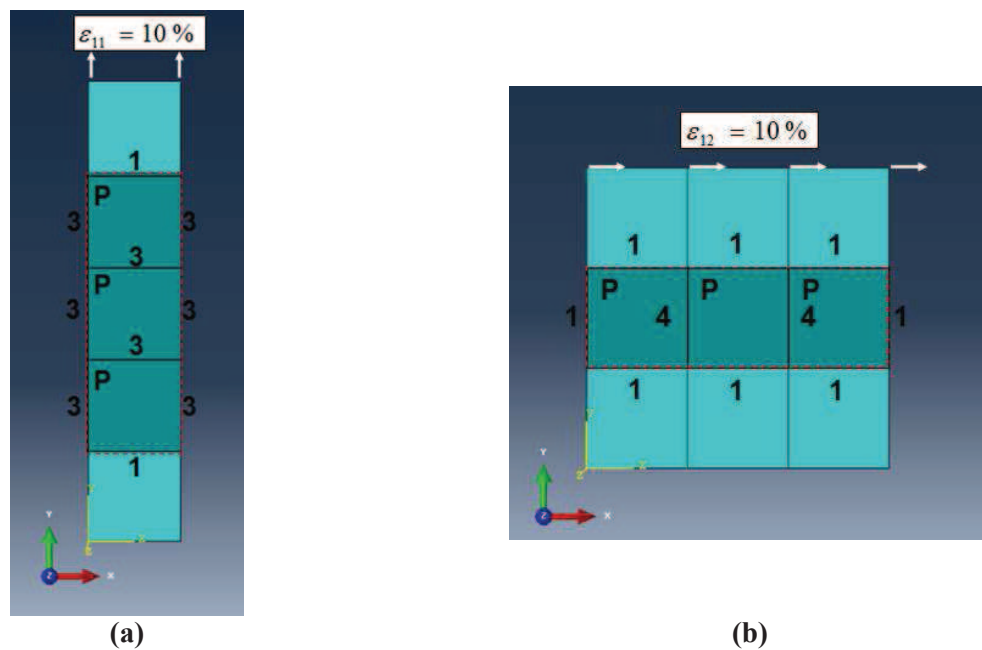


Figure 6-32 Maillage et degré de la version-hp : (a) pour l'essai en traction et (b) pour l'essai en cisaillement

VI Critère de rupture à l'interface

La Figure 6-33 montre que la version h-p est parfaitement cohérente avec les résultats de la version-h. Nous pouvons donc conclure que notre code de calcul dans sa version-p est fiable. Notons que les contraintes que nous avons visualisées ici, sont les charges unitaires et non pas la contrainte vraie.

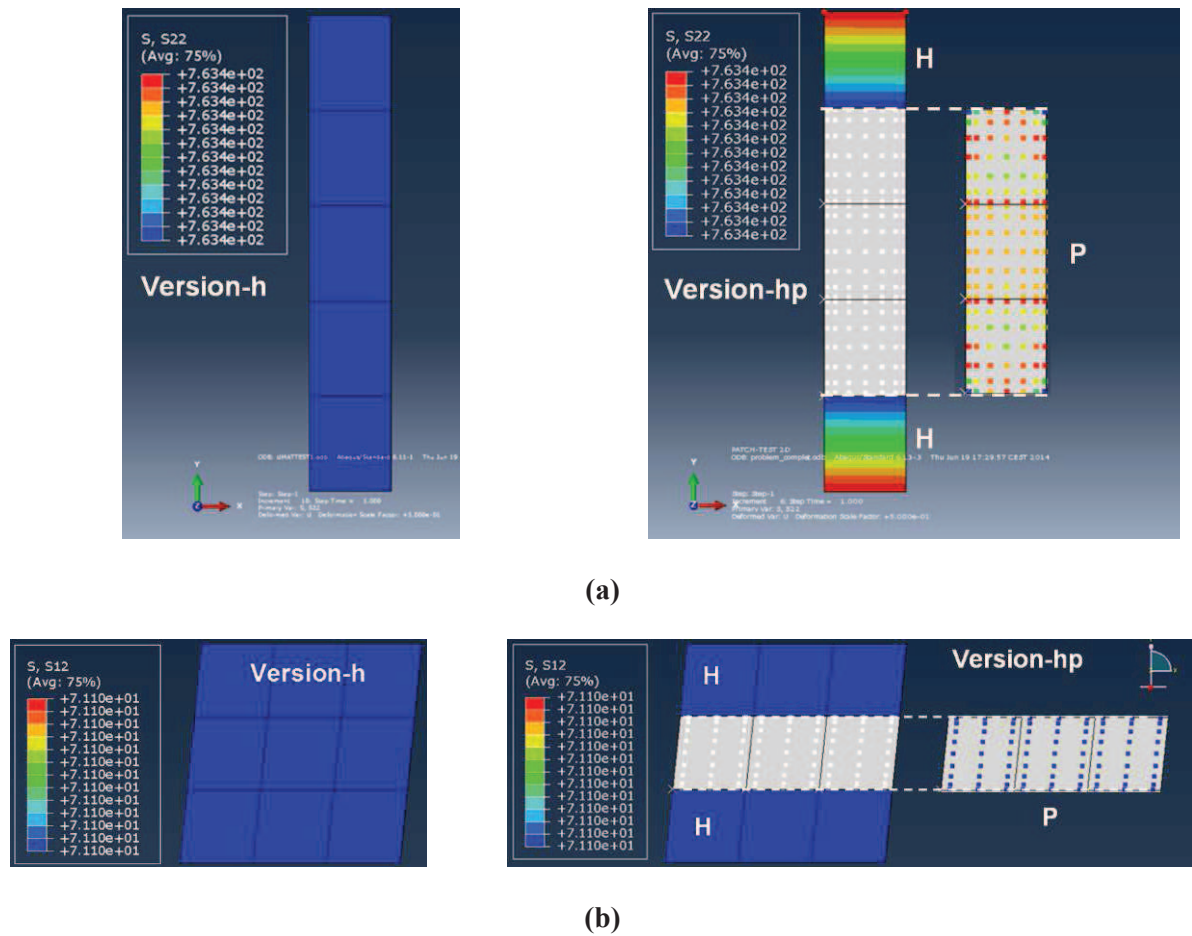


Figure 6-33 Comparaison des résultats de simulation entre les versions-h et h-p :
(a) en traction et (b) en cisaillement

VI.5.6 Application de la version h-p pour simuler une semi-structure (éprouvette de simple recouvrement)

Après avoir vérifié la précision de la méthode h-p sur l'éprouvette de laboratoire, nous avons ensuite appliqué cette méthode sur l'éprouvette plus complète appelée « éprouvette de simple recouvrement » en 2D. Les comportements des matériaux utilisés dans cette partie sont ceux du PA6 injecté (BASF XA3232) pour le matériau surmoulé et du composite tissé (Bond laminates TEPEX102) pour l'éprouvette substrat. La Figure 6-34 présente le maillage, (taille de maillage = 1,0 mm), de la structure devisée en 2 zones : (i) la version-h et (ii) la version -p. Ensuite, comme précédemment, nous comparons ces résultats de calculs avec la version-h où la même éprouvette a été simulée en 2D avec une taille de maillage égale à 1,0 et 0,1 mm.

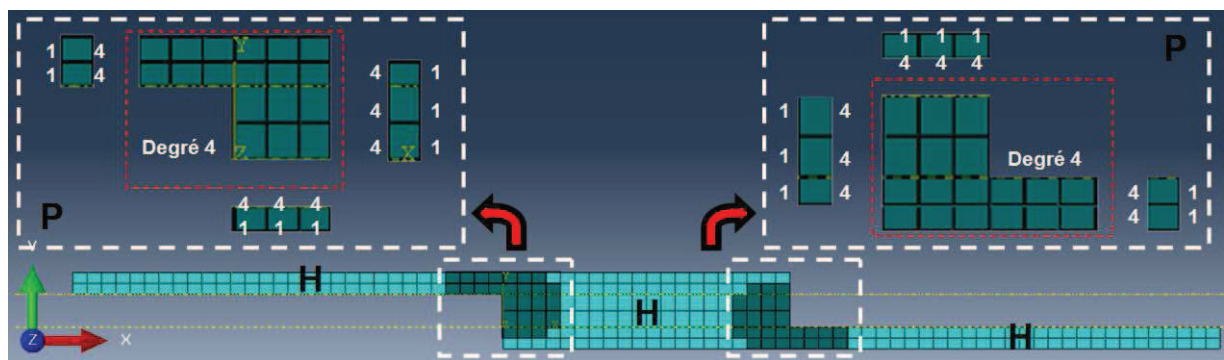


Figure 6-34 Maillage de l'éprouvette de simple recouvrement présentant les deux zones du calcul par les versions-h et -p

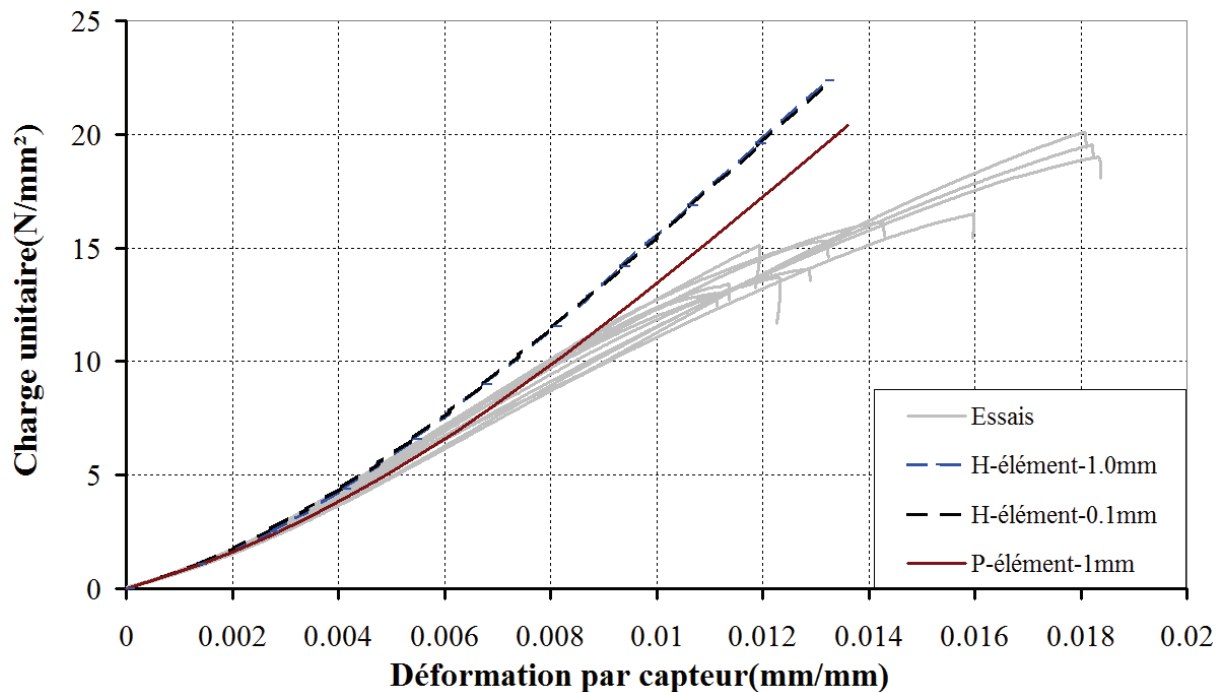
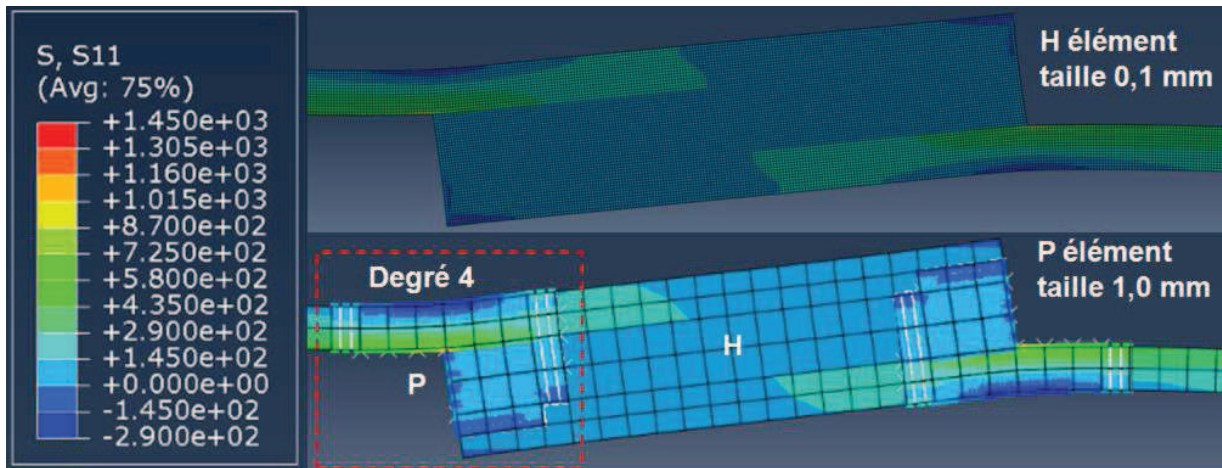


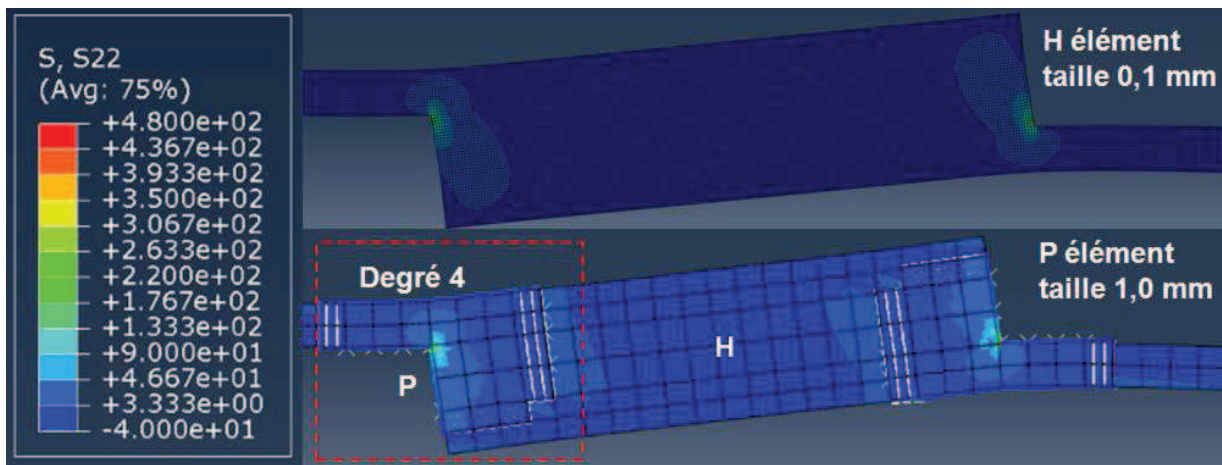
Figure 6-35 Comparaison avec les résultats de simulation version -h et -p avec les résultats d'essais

La Figure 6-35 présente la comparaison des résultats. Nous trouvons que le résultat du calcul de la version h-p est légèrement plus souple que son homologue -h. Cependant, nous avons remarqué que le calcul par la version-p donne un champ de contrainte semblable à celui du calcul par la version-h malgré que les rigidités obtenues soient différentes, (Figure 6-36). En conséquence, nous pensons que l'écart provient de la prise en compte du comportement suivant l'orientation de chaque élément dans la version-h du programme ABAQUS.

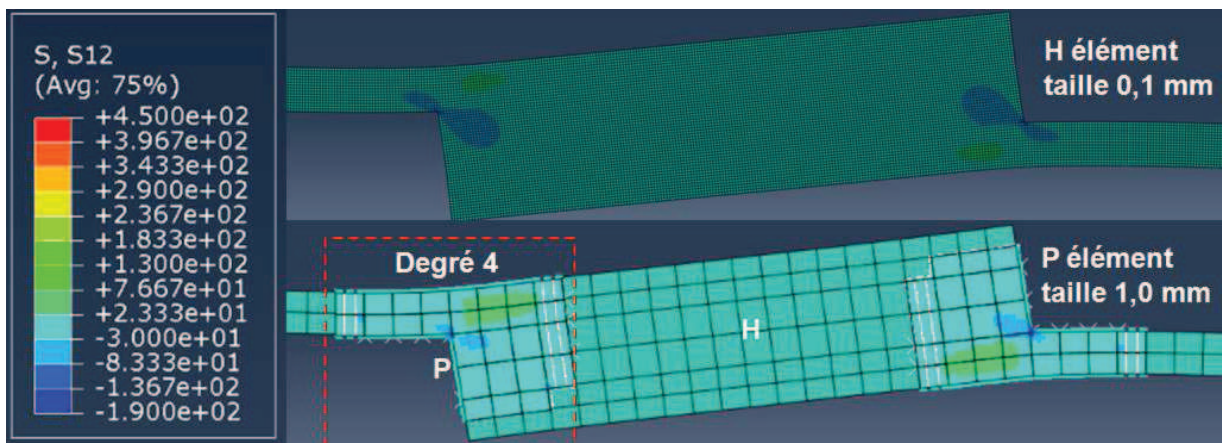
VI Critère de rupture à l'interface



(a)



(b)



(c)

Figure 6-36 Comparaison du champ de déformation entre les calculs des versions -h et -p dans le cas du composite tissé (Bond laminates Tepex 102) / PA6 injecté (BASF XA 3232)

Afin de vérifier cette hypothèse, nous allons effectuer les calculs en utilisant un comportement isotrope où l'effet d'orientation n'intervient pas suivant les éléments. Nous avons utilisé un acier, ($E=220000$ MPa, $\nu = 0,3$), pour le matériau substrat et un comportement isotrope pour le matériau de surmoulage, $E = 3201,0$ MPa et $\nu = 0,38$. La comparaison des résultats de calcul, avec les deux versions d'éléments, est présentée sur les Figures 6-37 et 6-38. Les deux versions donnent des résultats identiques. Nous pouvons donc conclure que l'écart de rigidité au niveau des calculs de l'éprouvette de simple recouvrement provient de l'effet de rotation des éléments, qui n'est pas actualisé pendant le chargement, dans le cas d'un comportement orthotrope.

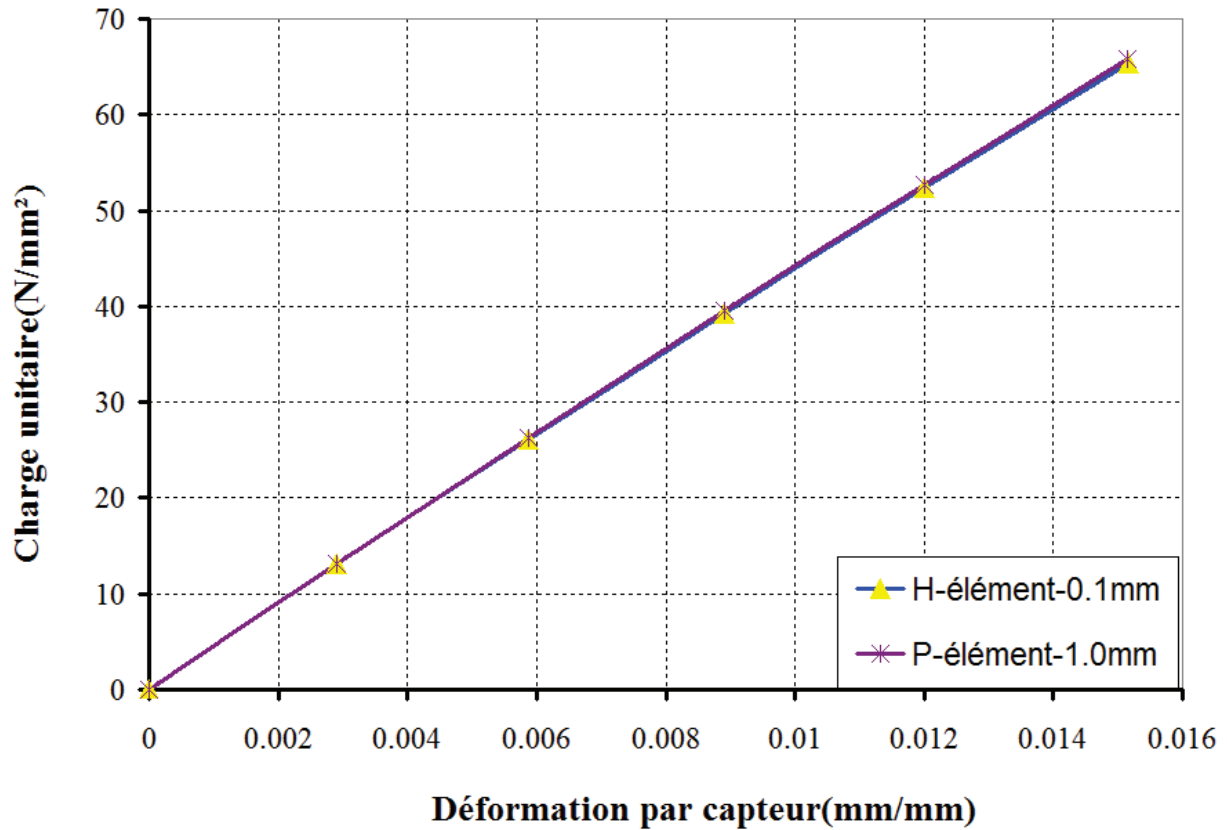
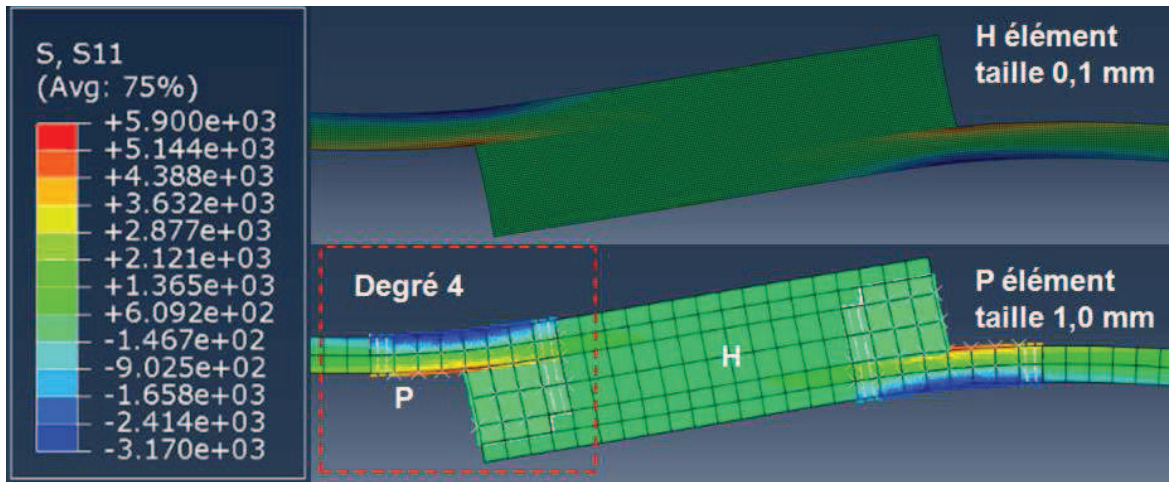
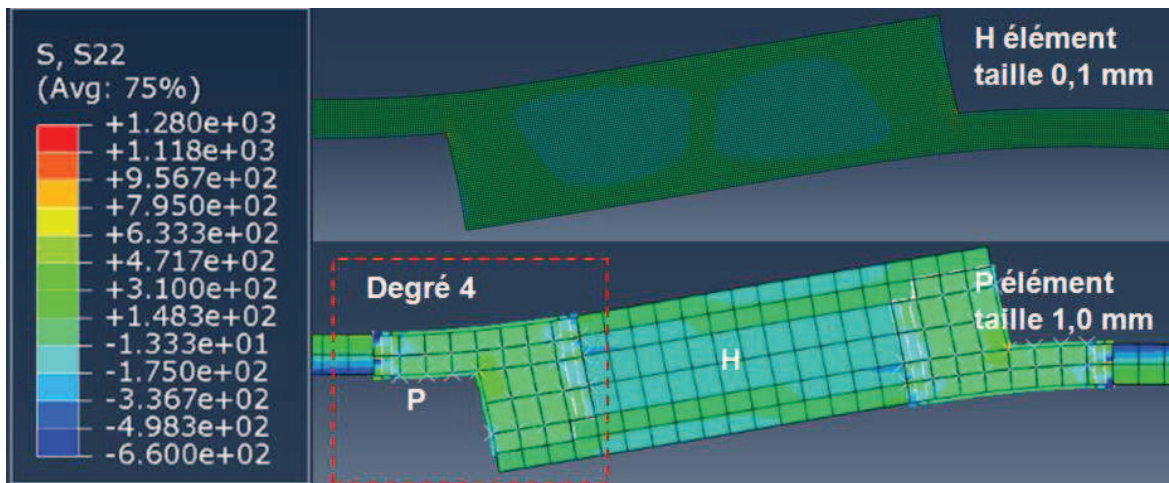


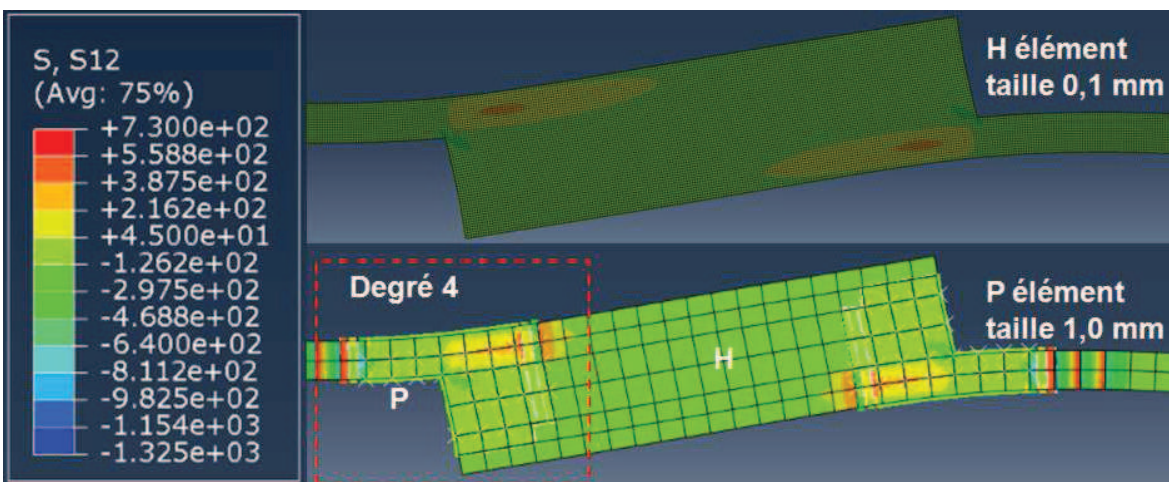
Figure 6-37 Comparaison des résultats numériques entre la version-h et -p dans le cas isotrope.



(a)



(b)



(c)

Figure 6-38 Comparaison du champ de déformation entre le calcul de la version-h et -p dans le cas : métal (isotrope) / colle (isotrope)

Conclusion et perspectives

L'objectif de ce travail de thèse était de voir comment il était possible d'accroître l'adhésion entre deux matériaux en augmentant leur énergie de surface. Le premier matériau, celui d'une structure rigide en composite, était surmoulé par différentes familles de polyamide 6 (PA6) renforcés par des fibres courtes. La technique préconisée pour accroître cette énergie de surface, était de traiter au préalable la surface du composite par un plasma d'air froid. Ce n'est qu'ensuite que le polyamide 6 était surmoulé sur le composite. Les applications envisagées liées au domaine de l'automobile, visaient à remplacer les structures métalliques par des structures en composites et à substituer les ancrages mécaniques dans lesquels s'insérait le matériau de surmoulage par un accroissement de l'adhésion réparti sur tout les surfaces en contact. Il n'en restait pas moins à définir les traitements de surface et à valider la tenue mécanique des ensembles réalisés. C'était tout l'objet de ce travail de thèse.

La première question fut d'évaluer les paramètres déterminants dans le couple matériau-procédé qui allaient accroître l'énergie de surface pour proposer la ou les meilleures conditions de traitement. La détermination de ces optimums fut guidée par les résultats des essais mécaniques conduits sur ces zones d'interface afin d'en déterminer un début de décohésion. Ces essais effectués dans le cadre de cette thèse, ont été majoritairement conduits sur l'éprouvette de simple recouvrement soumise à un chargement quasi-statique. Un critère de rupture a été établi à partir des résultats d'essais. Un autre objectif de la thèse était de modéliser le comportement mécanique de la zone assemblée et de voir comment ces zones aussi fines soient-elles pouvait être prise en compte dans un dimensionnement de pièces. Pour atteindre ces objectifs, différents étapes à la fois expérimentales et numériques ont dues être menées. Nous allons résumer ces étapes, en faisant ressortir les apports du travail de cette thèse.

Tout d'abord, nous avons caractérisé le comportement des substrats en composite tissé. Nous avons mis en place une caractérisation mécanique détaillée sous chargements quasi-statiques (essais de traction, essai ARCAN-Mines) afin d'obtenir expérimentalement la grande majorité des coefficients de la matrice de rigidité orthotrope. Cette matrice a permis de connaître le comportement élastique linéaire quel que soit la direction de sollicitation. Elle a été la base des données de conception.

Toujours d'un point de vue expérimental, nous avons envisagé l'effet du plasma d'air sur la surface traitée du substrat. Ce traitement s'est effectué à différentes vitesses du mouvement plan de la torche et l'effet de la distance torche-échantillon a aussi été analysée. Des essais de traction sur des éprouvettes de simple recouvrement ont été effectués. Après ces essais une analyse approfondie des faciès de rupture des échantillons a été menée au microscope électronique à balayage (MEB). Ces essais ont permis d'analyser l'effet de chacun des paramètres du processus de traitement mentionnés auparavant, à savoir la vitesse de balayage et la distance entre le substrat et la torche plasma ainsi que l'effet du nombre de passages de la torche.

L'étape suivante a consisté à évaluer la rigidité mécanique de la zone d'interface entre le matériau de surmoulage et les substrats composites. L'essai de simple recouvrement présentant un état de contrainte très complexe principalement du à la flexion de l'éprouvette et à la présence des bords libres, cet essai n'a pu être utilisé qu'à des fins comparatives afin d'évaluer l'impact des différentes conditions de traitement. Pour approcher de manière plus intrinsèque le comportement de l'interface du surmoulage, un dispositif d'essai assez peu utilisé pour des zones aussi minces, a été adapté dans le contexte de cette thèse. Il s'agit du dispositif Arcan-Mines. Ce dispositif expérimental est capable de réaliser un état de cisaillement pur sur le surmoulage. Il permet d'éviter l'apparition de concentrations de contraintes ainsi que le phénomène de flexion. Ces essais constituent un apport original de ce travail de thèse, tout comme le critère de rupture d'interface proposé, de type Drucker-Prager. Ce critère prend en compte la contrainte hydrostatique, donnée importante et non-négligeable dans le cas des matériaux polymères.

L'autre aspect important de ce travail concerne l'identification du comportement mécanique du PA6 injecté. Dès les premiers résultats d'essais, nous avons constaté l'importance de l'orientation des fibres au sein du matériau de surmoulage. Pour la prendre en compte, nous avons considéré plusieurs modèles micromécaniques dont la fiabilité a été testée. Pour ces modèles, plusieurs propriétés physiques et mécaniques des constituants du matériau étaient nécessaires: la fraction volumique de

fibres (V_f), la géométrie des fibres (longueur et diamètre), l'orientation des fibres et leurs modules d'élasticité. Nous avons évalué la fiabilité des modèles pour les deux familles de matériaux testées. L'essai de traction sur éprouvette PA6 injecté a permis d'identifier le comportement dans le plan tandis que l'essai Arcan a été utilisé pour caractériser le comportement hors plan : obtention de G13 et de G23. Nous avons constaté que la plupart des modèles sont capables de prédire le comportement dans le plan, par contre le comportement hors plan présente toujours un écart important. Pour pallier à cette lacune, il a fallu cumuler les résultats obtenus par les modèles micromécaniques avec l'observation du comportement hors plan donnée par une technique de corrélation d'image.

La dernière étape de ce travail de thèse consistait à des fins de validation, à prédire la rupture des éprouvettes lors des essais de simple recouvrement. Nous avons effectué une simulation numérique par éléments finis en utilisant les propriétés du PA6 injecté, identifié par l'étape précédente, et le critère de rupture, obtenu par les essais ARCAN-Mines sur les éprouvettes à trois couches. Les résultats de la simulation montrent une concentration de contrainte au bord des surfaces libres qui pose habituellement un problème de singularité. Un critère en contraintes du type "Point Stress" a été proposé afin d'éviter tout problème de localisation. Finalement, nous avons proposé une méthode numérique alternative utilisant des éléments finis de type P. Cette méthode permet une grande précision tout en conservant un nombre limité d'éléments. Cette méthode consiste à augmenter le nombre des degrés de liberté des fonctions de forme des éléments qui sont linéaires ou d'ordre 2 dans le cas de la méthode conventionnelle, dite méthode H, en apportant plus de précision au calcul sans augmenter le nombre des éléments.

A titre de perspective, nous pouvons proposer une analyse plus approfondie du traitement par plasma d'air en essayant de faire ressortir les paramètres communs (ex. la chaleur), qui pourraient être génériques à d'autres types de buses ou d'autres paramètres du procédé de traitement. Cela permettrait d'optimiser la résistance des interfaces traitées. Un autre aspect qui mériterait d'être approfondi, est lié au critère de rupture à l'interface. Ce dernier n'a été établi que pour une seule condition de traitement optimal. Pour établir le critère de rupture pour toutes les conditions de traitement, des essais Arcan-Mines supplémentaires sont obligatoires pour faire le lien entre le critère de rupture et les paramètres du procédé.

Au-delà des améliorations précédentes qui sont davantage expérimentales, du travail reste à faire sur le modèle micromécanique. Comme nous l'avons indiqué, tous les modèles présentés dans cette étude sont incapables de prédire le comportement hors plan. Une étude plus approfondie numérique et aussi expérimentale s'avère encore nécessaire.

Enfin comme dernière perspective, nous pourrions étendre la méthode de calcul par élément P à une pièce plus compliquée comme la structure d'un siège. La méthode P serait appliquée aux interfaces collées du siège et son avantage serait mis en valeur. L'introduction du comportement plastique et du critère de rupture des interfaces avec les éléments P permettrait de pouvoir prédire la rupture des interfaces de la structure collée avec un maillage ayant peu d'éléments.

Références Bibliographiques

Références Bibliographiques

- [Advani et Tucker, 1987] Advani, S.G. et Tucker III, C.L., (1987). The use of tensors to describe and predict fiber orientation in short fiber composites, *J. Rheol.*, Vol. 31 (8), pp. 751-784.
- [Akay et Barkley, 1991] Akay, M. et Barkley, D. (1991). Fiber orientation and mechanical behaviour in reinforced thermoplastic injection moulding, *J. Mater. Sci.*, 26, 2731-2742.
- [Alif et al., 1998] Alif, N., Carlsson, L.A., et Boogh, L. (1998). The effect of weave pattern and crack propagation direction on mode I delamination resistance of woven glass and carbon composites. *Composites:Part B*, Vol. 29B, pp. 603-611.
- [Altan et al.,1990] Altan M.C., Selcuk S.S., Guceri I. and Pipes R.B, (1990). Numerical prediction of three-dimensional fiber orientation in hele-shaw _ows. *Polym. Eng. Sci.*, Vol. 30, pp. 848-859.
- [Arcan et al., 1978] Arcan, M., Hashin, Z., Voloshin, A. (1978). A method to produce uniform planestress states with applications to fiber-reinforced materials. *Experimental Mechanics*, Vol. 18, N°4, pp. 141-146.
- [Aucher, 2009] Jérémie Aucher (2009). Etude comparative du comportement de composites à matrice thermoplastique ou thermodurcissable. PhD thèse, Ecole Doctorale SPMII.
- [Avèrous,1995] Avèrous L., (1995). Etude par analyse d'images de la microtexture d'un polypropylène chargé fibres de verre broyées. Relations avec les propriétés du matériau. Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [BABUŠKA et SZABÓ, 1991] BABUŠKA, I. et SZABÓ, B. A. (1991). *Finite element analysis*. John Wiley and Sons.
- [Baltenneck et al., 1997] Baltenneck, F., Trotignon, J.P. et Verdu, J., (1997). Kinetics of fatigue of polystyrene, *Polym. Eng. Sci.*, Vol. 37, pp. 1740-1747.
- [Banea, 2008] Banea, M.D. (2008). Adhesively bonded joints in composite materials: an overview. Instituto de Engenharia.
- [Banea et da Silva, 2009] Banea, M. et da Silva, L.F.M (2009). Mechanical characterization of flexible adhesives. *The Journal of Adhesion*, vol. 85, pp. 261-285.
- [Bensahkoun, 2006] Bensahkoun, D.D, (2006). Prédiction des propriétés thermo-élastiques d'un composite injecté et charge de fibres courts. PhD thèse, Ecole doctirale de l'ENSAM.
- [Benveniste 1987] Benveniste Y.,(1987). A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials, *Mechanics of Materials*, Vol. 6, pp. 147-157.
- [Berthelot, 2012] Berthelot J-M. (2012). Matériaux composites : Comportement mécanique et analyse des structures. 5^{ème} édition. Lavoisier.
- [Bon, 2005] Bonnet, B. (2005). Comportement au choc de matériaux composites pour applications automobiles. Thèse de Doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Bornert et al., 2011] Bornert, M., Bretheau, T. et Gilormini, P., (2001). Homogénéisation en mécanique des matériaux 1: Matériaux aléatoire élastiques et milieux périodiques. Hermès Science.
- [Car, 2004] Centre d'animation régional en matériaux avancés, glossaire des matériaux composite, 2004.

-
- [Chambard et al., 2009] Chambard, J.P., Jaminion, S., Tazeroualti, M., Galerne, C. et Hild, F. (2009). Mesure de champs de déplacements 3D par corrélation d'images – Etude métrologique et application sur structures composites. JNC 16, Toulouse, France
- [Cintra et Tucker III, 1995] Cintra, J.S. et Tucker III C.L.,(1995) Orthotropic closure approximations for flow-induced fiber orientation. *Journal of Rheology*, Vol. 39(6), pp.1095–1122.
- [Cognard, 2002] Cognard, P. (2002). Collage des métaux – Mécanismes, Classification des colles. *Techniques de l'Ingénieur*, vol. BM 7 616.
- [Cognard et al., 2005] Cognard, J. Y., Davies, P. et Sohier, L. (2005). Development of an improved adhesive test method for composite assembly design. *Composites Science and Technology*, 65(3–4):359–268.
- [Doghri et Tinel, 2005] Doghri, I. et Tinel, L., (2005). Micromechanical modeling and computation of elasto-plastic materials reinforced with distributed-orientation fibers. *International Journal of Plasticity*, Vol. 21 (10), pp.1919–1940.
- [Drucker et Prager, 1952] Drucker D. et Prager W. (1952). Soil mechanics and plastic analysis or limit design. *Quarterly of Applied Mathematics*, Vol.10 (2), pp. 157-165.
- [Düster, 2001] Düster, A. (2001). High order finite elements for three-dimensional, thin walled nonlinear continua. *Manuscrit de these de Universitit München*.
- [Eberhardt et Clarke, 2001] Eberhardt C. et Clarke A., (2001). Fibre-orientation measurements in short-glass-fibre composites. Part I: automated, high-angular-resolution measurement by confocal microscopy, *Composites Science and Technology*, Vol. 61, pp. 1389-1400.
- [Eshelby, 1957] Eshelby JD, (1957). The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems, *Proc Roy Soc A*, 241, pp. 376-96.
- [Eshelby, 1961] Eshelby JD., (1961). Elastic inclusions and inhomogeneities, In: Sneddon IN, Hill R, editors. *Progress in Solid Mechanics*, vol.2. pp. 89-140.
- [Ferreira et al., 2007] Ferreira, J.M., Pires, J. T. B. et Richardson, M. (2007). Fatigue damage and environment interaction of polyester aluminized glass fiber composites. *Composite Structures*, Vol. 78, pp. 397-401.
- [Goland et Reissner, 1944] Goland, M. et Reissner, E. (1944). The stresses in cemented lap joints, *ASME, Journal Applied Mechanics*, vol. 66, pp. A17-A27.
- [Gornet, 2008] Gornet, L. (2008). Généralités sur les matériaux composites. Centrale Nantes.
- [Grujicic, 2007] Grujicic, M. et al (2008). An overview of the polymer-to-metal direct-adhesion hybrid technologies for load-bearing automotive components. *Journal of materials processing technology* 197, pp. 363–373.
- [Gürdal et al., (1999)] Gürdal, Z., Haftka, R.T., et Hajela, P. (1999). Design and optimization of laminated composite materials. Canada Wiley-Interscience Publication, 352 p. ISBN 047125276X.
- [Hand, 1962] Hand, G.L., (1962). A theory of anisotropic fluids. *Journal of Fluid Mechanics*, Vol. 13(01), pp. 33–46.

Références Bibliographiques

- [Hart-Smith, 1973] Hart-Smith, L. J. (1973). Adhesive-bonded single-lap joints, Douglas Aircraft Co., NASA Langley report CR 112236.
- [Haudin, 2006] Haudin, J. M. (2006). Matériaux pour l'ingénieur, chapitre solidification, mise en forme des polymères, Ecole des Mines de Paris, pp 125-136.
- [Hay et al., 2000] Hay, B., Filtz, J. et Batsale, J. (2000). Mesure de la diffusivité thermique par la méthode flash. Techniques de l'ingénieur R 2 955 Traité mesures et contrôles.
- [Hill, 1963] Hill R., (1963). Elastic properties of reinforced solids: some theoretical principles, J. Mech Phys Solids, Vol.11, pp. 357-72.
- [Horst et Spoormaker, 1990] Horst, J. J. et Spoormaker, J. L. (1997). Fatigue fracture mechanism and fractography of short glass fiber reinforced polyamide 6, J. Mater. Sci., 32, 3641- 3651.
- [Horst, 1996] Horst, J. J. (1996). Fatigue fracture mechanism of fibre reinforced injection moulded polyamide, Paper for the localised damage 96 conference in fukuako, Japan.
- [Jain et Wetherhold, 1992] Jain, L.K. et Wetherhold R.C., (1992). Effect of fiber orientation on the fracture toughness of brittle matrix composites, Acta Metallurgica Materiala, Vol. 40 (6), pp. 1135-1143.
- [Joannès, 2007] Joannès, S. (2007). Caractérisation mécanique et outil d'aide au dimensionnement des collages structuraux. Manuscrit de thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Karger-Kocsis, 1990] Karger-Kocsis, J. (1990). Effects of processing induced microstructure on the fatigue crack propagation of unfilled and short fiber-reinforced PA-6, Composites, 21, 243-254.
- [Kelkar et al., 2006] Kelkar, A.D., Tate, J.S. et Bolick, R. (2006). Structural integrity of aerospace textile composites under fatigue loading. Material Science and Engineering B, Vol. 132, pp. 79-84.
- [Leguillon et Sanchez-Palencia, 1987] Leguillon, D. et Sanchez-Palencia, E. (1987). Computation of singular solutions in elliptic problems and elasticity. Masson.
- [Leterrier, 1991] Leterrier Y., (1991). Evolution rhéologique et structurale d'un composite polypropylène/fibres de verre lors de son estampage. Thèse de l'Institut National Polytechnique de Lorraine.
- [Lielens et al., 1998] Lielens G., Pirotte P., Couniot A., Dupret F. et Keunigs R., (1998) Prediction of thermo-mechanical properties of compression-moulded composites, Composites Part A, 29, pp. 63-70.
- [Lorriot et al., 2003] Lorriot, Th., Marion, G., Harry, H., Wargnier, H. (2003). Onset of free-edge delamination in composite laminates under tensile loading. Composites:Part B Engineering, Vol. 34: N° 5, pp. 459-471.
- [Matsuoka et al., 1990] Matsuoka, T., Takabatake, J. I., Inoue, Y. et Takahashi, H. (1990). Prediction of fiber orientation in injection molded parts of short-fiber-reinforced-thermoplastics, Polym. Eng. Sci., 30, 957-966.
- [Megally, 2005] Megally, A. (2005). Etude et Modélisation de l'orientation de fibres dans des thermoplastiques renforcés, PhD thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

- [Mori et Tanaka,1973] Mori T. et Tanaka K., (1973). Average stress in matrix and average elastic energy of materials with misfitting inclusions, *Acta Metall.* Vol. 21, pp. 571-574.
- [Mouhmid et al., 2006] Mouhmid, B., Imad, A., Benseddiq, N., Benmedakhène, S. et Maazouz, A. (2006). A study of the mechanical behaviour of glass fibre reinforced polyamide 66, *Experimental investigation, Polymer Testing*, Vol. 25, pp. 544-552.
- [Nicoletto et Riva, 2004] Nicoletto, G. et RIVA, E. (2004). Failure mechanisms in twill-weave laminates.FEM predictions vs. experiments *Composites : Part A*,Vol. 35, pp. 787-795.
- [Nielsen, 1974] Nielsen L.E. (1974). *Mechanical properties of polymers and composites*. M. Dekker.
- [Nimdum, 2009] NIMDUM, P. (2009). Dimensionnement en fatigue des structures ferroviaires en composites épais. PhD thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines.
- [O'Connell et Duckett, 1991]O'Connell P.A., Duckett R.A., (1991). Measurement of fiber orientation in short fiber reinforced thermoplastics, *Composite Science and Technology*, Vol. 42(4), pp. 329-347
- [Phongphinitana, 2013] Pnongphinitana, E. (2013). New experimental techniques and several micro mechanic models for assessing the shear modulus properties (G13 and G23) of short glass fiber reinforce polyamide. The 13th Euro-Japanese Symposium on Composite Materials, Nantes, France.
- [Redjeb, 2007] Redjeb, A. (2007). Mécanique numérique simulation numérique de l'orientation de fibres en injection de thermoplastique renforcé, Thèse Ecole des Mines de Paris.
- [Reinhart et Clements, (1993)] Reinhart, T.J. et Clements, L.L (1993). Introduction to composites. *Engineered materials handbook - Volume 1, Composites*. Ohio, USA, ASM International, p. 27-34. ISBN 0871702797 (v.1).
- [Reuss, 1929] Reuss A., Berechnung des Fliessgrense von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle, *Zeitshcrist für Angewandte Mathematik und Mechanik*, Vol.9, 1929, 49-58.
- [Roulin-Moloney,1989] Roulin-Moloney A.C., *Scanning Electron Microscopy*, (1989). Fractography and Failure Mechanisms of Polymers and Composites, Elsevier Applied Sc. Publishers LTD, London, Chap.2, pp. 43-86.
- [Saint-Martin et al., 2002]Saint-Martin G., Schmidt F.M., Devos P. et Levaillant C., (2002). Advanced controls and measurements for the injection molding of a short fiber reinforced polymer in Proceeding of the 18th International Conference of Polymer Progressing Society, June 16-20, (Guimarães, Portugal), 2002.
- [Saint-Martin, 2003] Saint-Martin G., (2003). Etude typologique des défauts structuraux générés au cours de la mise en forme par injection de composites à matrice thermostable renforcés par fibres de verre courtes. Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Scarponi et Briotti, 2000] Scarponi, C. et Briotti, G. (2000). Ultrasonic technique for the evaluation of delaminations on CFRP, KFRP composite materials.*Composites Part B: Engineering*, Vol. 31, pp. 237-243.
- [Schindel-Bidinelli, 1992] Schindel-Bidinelli, E.H. (1992). *Pratique du collage industriel*. Lavoisier Tec & Doc.

Références Bibliographiques

- [Siman et al., 1994] Simon. C. Bellemare, J. Ivan Dickson, Martin N. Bureau et J. Denault (2005). Bulk fatigue damage evaluation in polyamide-6 and in a polyamide-6 nanocomposite. *Polym. Comp*, pp. 636-646.
- [Thionnet et al., 2003] Thionnet A., Martin C. et Barradas S. (2003). *Mécanique et comportement des milieux continus. Tome 2 : Applications et théorie des invariants*, Ellipses.
- [Thomasson, 1999] Thomasson, J.L. (1999). The influence of fiber properties of the performance of glass fiber reinforced polyamide 66, *Composites science and technology*, Vol. 59, pp. 2315-2328.
- [Verleye, 1995] Verleye V., (1995). Simulation Numérique de l'orientation de fibres en moulage par injection de pièces complexes en matériaux composite. PhD thesis, Université de Catholique de Louvain.
- [Voigt, 1889] Voigt W., *Über die Beziehung zwischen den beiden Elastizitätskonstanten isotroper Körper*, *Wied. Ann*, 38, 1889, 573.
- [Voigt, 1910] Voigt W., *Lehrbuch der kristallographie*, Teubner, Berlin, 1910.
- [Volkersen, 1938] Volkersen, O. (1938). Die Nierkraftverteilung in Zugbeanspruchten mit Konstanten Laschenquerschnitten, *Luftfahrtforschung*, vol. 15, pp. 41-68.
- [Voloshin et al., 1980] Voloshin, A., Arcan, M. (1980). Pure shear moduli determination in fibereinforced materials. *Fibre Science and Technology*, Vol. 13, N° 2, pp. 125-134.
- [Voloshin et al., 1984] Voloshin, A., Arcan, M. (1984). Failure of unidirectional fiber reinforced materials – new methodology and results. *Experimental Mechanics*, Vol. 20, N° 3, pp. 280-284.
- [Weng, 1990] Weng G.J., (1990). The theoretical connection between Mori-Tanaka's theory and the Hashin-Shtrikman-Walpole bounds, *Int. J. Engng Sci.*, Vol. 28, pp. 1111-1120.

Annexe

A) Les comportements des composites

A-1) Composite tissé de verre/PA6 (TEPEX 102-RGUD600/47% BOND LAMINATES)

Géométrie des éprouvettes (Figure 3-10)	D = 18,7 +/- 0,1 mm, T = 1,52 +/- 0,02 mm
Pré condition	20% RH, 50°C, 7 Jours
Condition d'essai	A ambiants (60% RH, 25°C)
Vitesse de déplacement	1,0 mm/min

Tableau A-1 Condition d'essai du TEPEX 102-RGUD600/47 de BOND LAMINATES

	Direction		
	0°	45°	90°
Module de traction (GPa)	30,70	7,71	12,61
Contrainte max (MPa)	607,50	83,7	159,17
Déformation max. (%)	2,19	9,22	2,01
Limite d'élasticité (%)	2,19	0,25	0,30
Module de cisaillement (GPa)	2,38		
Coefficient de Poisson V_{12}	0,20		

Tableau A-2 Caractéristiques du TEPEX 102-RGUD600/47 de BOND LAMINATES

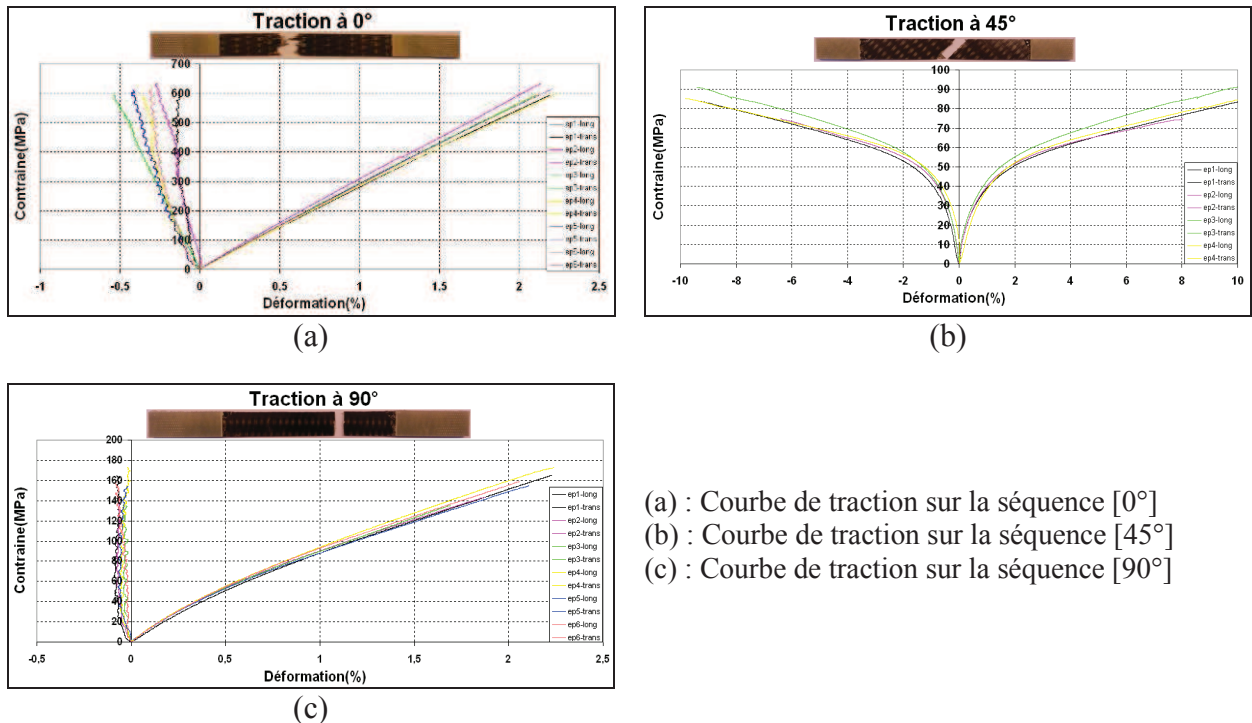


Figure A-1 Contrainte vs déformation pour le TEPEX 102-RGUD600/47% BOND LAMINATES

A-2) Composite tissé de verre/PP (TEPEX 104-RG600/47 % BOND LAMINATES)

Géométrie des éprouvettes (Figure 3-10)	D = 37,5 +/- 0,1 mm, T = 1,55 +/- 0,02 mm
Pré condition	20% RH, 50°C, 7 Jours
Condition d'essai	A ambiants (60% RH, 25°C)
Vitesse de déplacement	1,0 mm/min

Tableau A-3 Condition d'essai du TEPEX 104-RG600/47 de BOND LAMINATES

	Direction		
	0°	45°	90°
Module de traction (GPa)	20,98	8,38	20,80
Contrainte max (MPa)	435,99	104,23	289,55
Déformation max. (%)	2,65	33,78	1,79
Limite d'élasticité (%)	2,65	0,82	1,79
Module de cisaillement (GPa)	2,55		
Coefficient de Poisson V_{12}	0,11		

Tableau A-4 Caractéristiques du TEPEX 104-RG600/47 de BOND LAMINATES

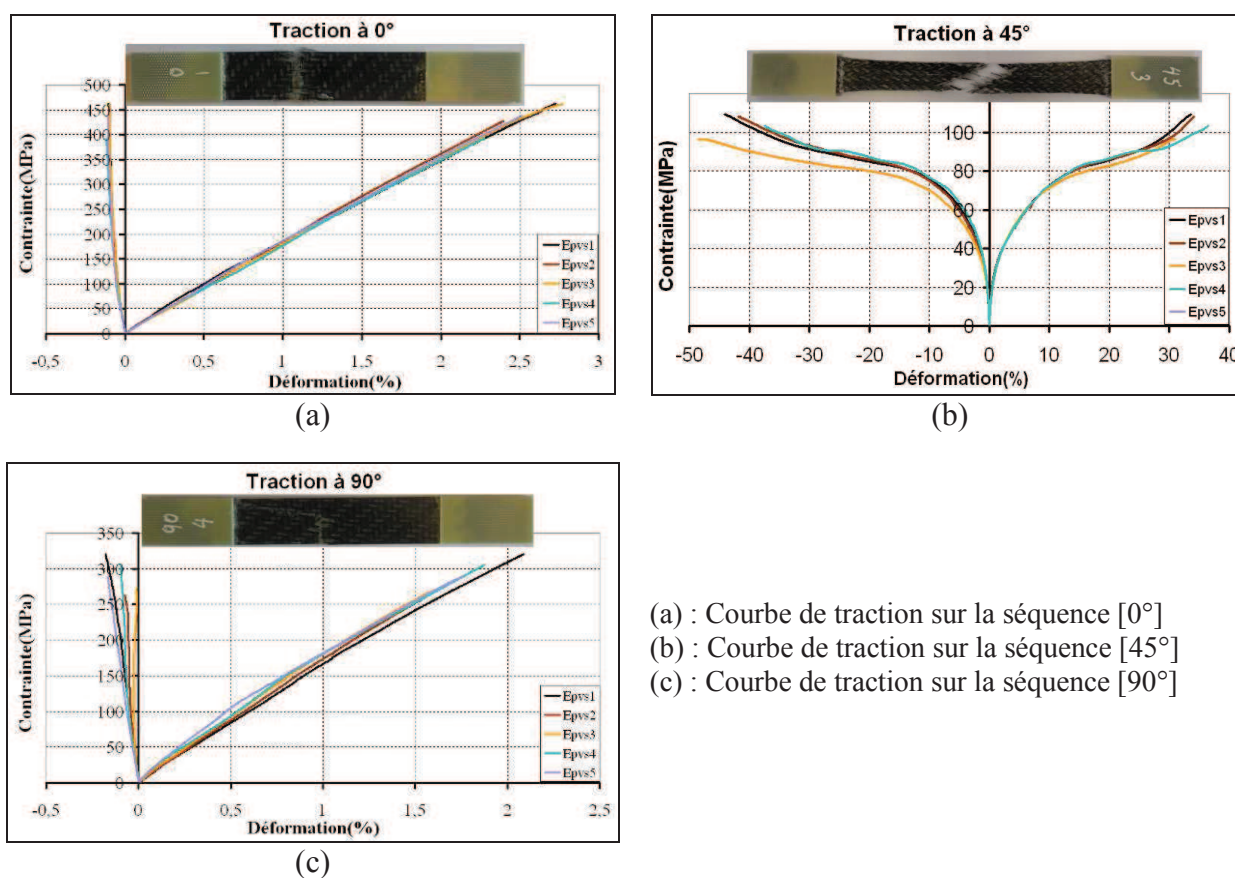


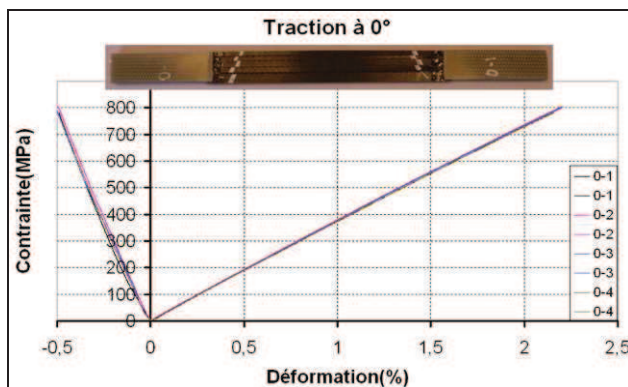
Figure A-2 Contrainte vs déformation pour le TEPEX 104-RG600/47% BOND LAMINATES

A-3) Composite tissé de verre/PA6 (Evolite)

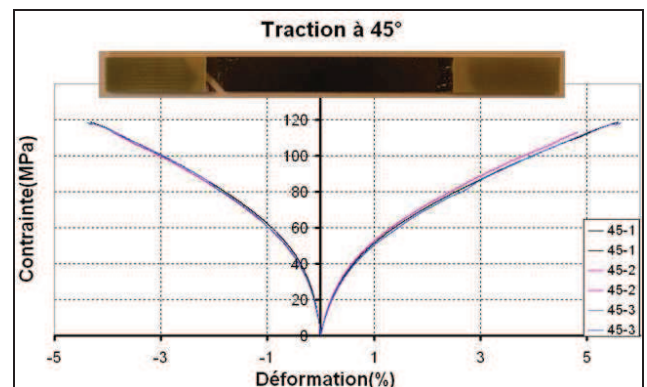
Géométrie des éprouvettes (Figure 3-10)	D = 17,9 +/- 0,1 mm, T = 1,50 +/- 0,02 mm
Pré condition	20% RH, 50°C, 7 Jours
Condition d'essai	A ambiants (60% RH, 25°C)
Vitesse de déplacement	1,0 mm/min

Tableau A-5 Condition d'essai de l'Evolite (Rhodia)

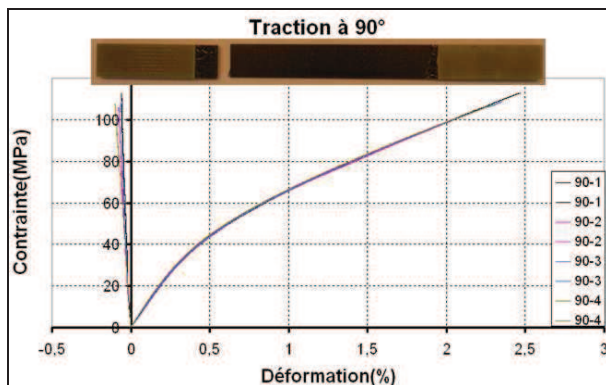
	Direction		
	0°	45°	90°
Module de traction (GPa)	36,60	10,90	11,40
Contrainte max (MPa)	792,63	116,72	108,78
Déformation max. (%)	2,18	5,36	2,34
Limite d'élasticité (%)	2,18	0,14	0,22
Module de cisaillement (GPa)	3,75		
Coefficient de Poisson V_{12}	0,27		

Tableau A-6 Caractéristiques de l'Evolite (Rhodia)

(a)



(b)



(c)

- (a) : Courbe de traction pour la séquence [0°]
 (b) : Courbe de traction pour la séquence [45°]
 (c) : Courbe de traction pour la séquence [90°]

Figure A-3 Contrainte vs déformation pour l'Evolite (Rhodia)

A-4) Composite stratifié de verre/PA6(BAYCOMP)

Géométrie des éprouvettes (Figure 3-10)	D = 18,1 +/- 0,1 mm, T = 1,65 +/- 0,02 mm
Pré condition	20% RH, 50°C, 7 Jours
Condition d'essai	A ambiants (60% RH, 25°C)
Vitesse de déplacement	1,0 mm/min

Tableau A-7 Condition d'essai du BAYCOMP stratifié

	Séquence		
	(0/90/0) ₂	(+45/-45/+45) ₂	(90/0/90) ₂
Module de traction (GPa)	20,30	3,50	10,70
Contrainte max (MPa)	344,30	97,4	185,70
Déformation max. (%)	1,68	18,77	1,79
Limite d'élasticité (%)	1,68	0,87	1,79
Module de cisaillement (GPa)	0,98		
Coefficient de Poisson ν_{12}	0,18		

Tableau A-8 Caractéristiques du BAYCOMP stratifié

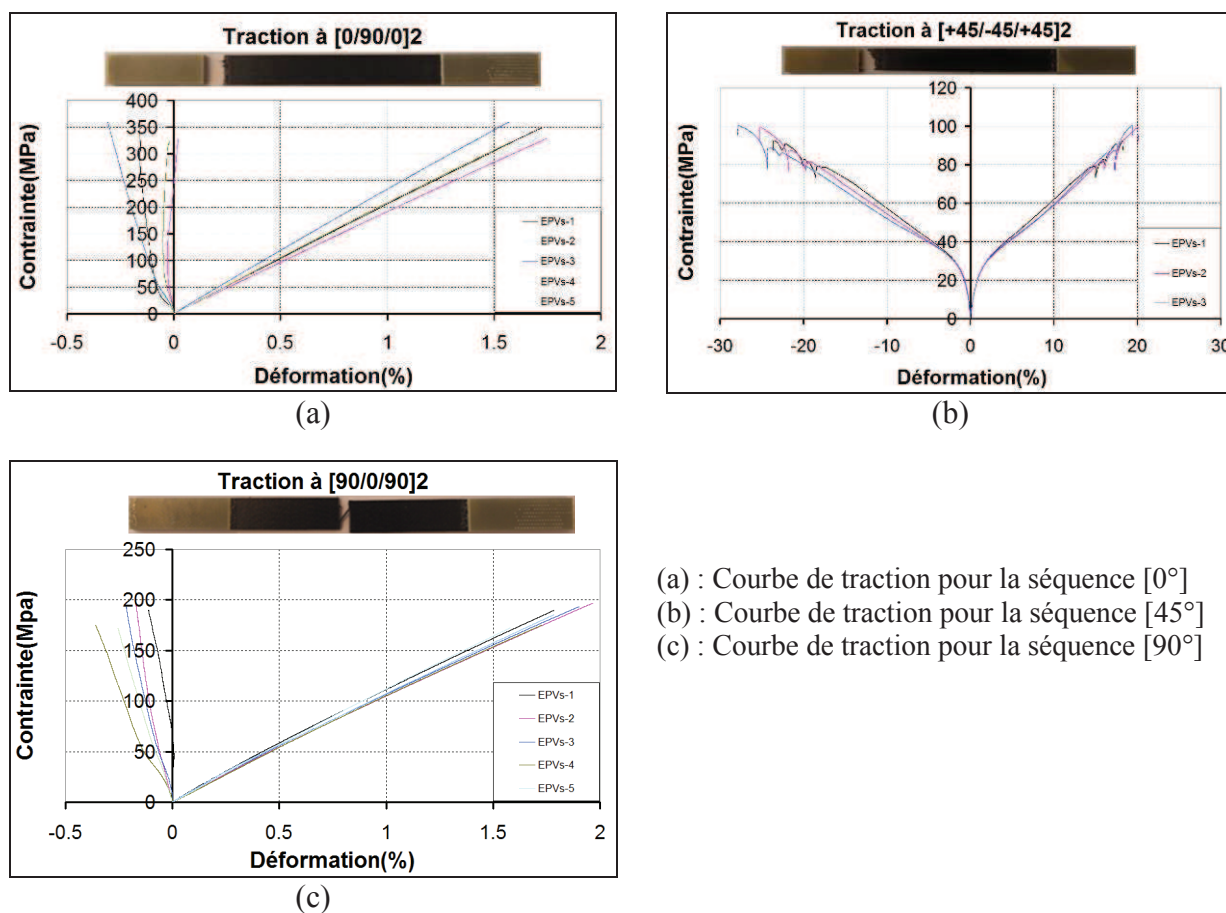


Figure A-4 Contrainte vs déformation pour le stratifié BAYCOMP

B) Essais de simple recouvrement

B.1) Bond Laminates PA6 80/20 0° + injection PA6 C246SIV30

Nature de la buse : BUSE FIXE – 21 kHz – PCT 100 – Air – 2400L/h

0 : Pas de traitement plasma – Référence

1 : 30 m/min – 10 mm

2 : 50 m/min – 10 mm

3 : 40 m/min – 15 mm

4 : 20 m/min – 15 mm

5 : 10 m/min – 10 mm

6 : 20 m/min – 5 mm

7 : 40 m/min – 5 mm

8 : 30 m/min – 10 mm

9 : 20 m/min – 15 mm (L'azote)

10 : 10 m/min – 10 mm (L'azote)

N1 : 1 m/min – 5 mm

N2 : 5 m/min – 5 mm

N3 : 5 m/min – 10 mm

N4 : 10 m/min – 5 mm

N5 : 1 m/min – 10 mm

N6 : 5 m/min – 15 mm

Charge unitaire (MPa)							
Lots	EPVs1	EPVs2	EPVs3	EPVs4	EPVs5	Moyen	Ecartype
0	1,07	0,96	1,33	0,50	1,39	1,05	0,35
1	2,96	4,86	4,16	4,90	6,40	4,65	1,25
2	5,02	5,08	5,74	5,09	4,65	5,12	0,40
3	3,45	4,90	3,53	2,86	3,12	3,57	0,79
4	2,80	3,70	4,45	5,51	5,52	4,39	1,18
5	6,16	6,26	7,06	7,26	6,02	6,55	0,57
6	4,80	5,72	4,32	6,51	6,57	5,58	1,01
7	6,81	8,03	6,26	4,99	5,41	6,30	1,20
8	4,94	4,90	5,39	4,06	3,47	4,55	0,77
9	5,16	5,80	2,80	4,69	4,62	4,61	1,12
10	7,41	6,00	7,11	6,13	6,88	6,66	0,62
N1	3,99	4,61	4,31	-	-	4,30	0,31
N2	7,85	8,75	8,73	-	-	8,44	0,52
N3	14,75	14,79	12,32	-	-	13,95	1,41
N4	10,70	9,96	10,48	-	-	10,38	0,38
N5	2,99	3,36	2,75	-	-	3,03	0,30
N6	4,61	4,13	-	-	-	4,37	0,34

Tableau B-1 Résultats de l'essai de simple recouvrement (Bond Laminates TEPEX102 + C246SIV30 + BUSE FIXE)

B.2) Bond Laminates PA6 80/20 0° + injection PA6 C246SIV30

Nature de la buse : BUSE ROTATIVE – 21 kHz – PCT 100 – Air – 2400L/h

R1 : 15 m/min – 10 mm – 1 passage

R2 : 20 m/min – 5 mm – 1 passage

R3 : 15 m/min – 5 mm – 1 passage

Charge unitaire (MPa)							
	EPVs1	EPVs2	EPVs3	EPVs4	EPVs5	Moyen	Ecartype
R1	5,49	5,26	7,53	5,90	10,41	6,92	2,15
R2	9,13	8,18	4,35	6,39	-	7,01	2,11
R3	10,06	6,43	9,69	8,83	-	8,75	1,63

Tableau B-2 Résultats de l'essai de simple recouvrement (Bond Laminates TEPEX102 + C246SIV30 + BUSE ROTATIVE)

B.3) Bond Laminates PA6 80/20 0°+ injection PA6 BASF XA 3232

Nature de la buse : BUSE FIXE – 21 kHz – PCT 100 – Air – 2400L/h

0 : Pas de traitement plasma – Référence

1 : 30 m/min – 10 mm

2 : 50 m/min – 10 mm

3 : 40 m/min – 15 mm

4 : 20 m/min – 15 mm

5 : 10 m/min – 10 mm

6 : 20 m/min – 5 mm

7 : 40 m/min – 5 mm

8 : 60 m/min – 5 mm

9 : 70 m/min – 10 mm

10 : 60 m/min – 15 mm

A : 60 m/min – 10 mm

B : 70 m/min – 5 mm

C : 80 m/min – 5 mm

D : 80 m/min – 15 mm

E : 90 m/min – 5 mm

F : 90 m/min – 15 mm

G : 90 m/min – 20 mm

AA : 60 m/min – 10 mm

BB : 70 m/min – 5 mm

CC : 5 m/min – 15 mm

DD : 1 m/min – 10 mm

A1 : 40m/mm – 10 mm

A2 : 50m/mm – 5 mm

A3 : 50m/mm – 15 mm

A4 : 10m/mm – 5 mm

E2 : 40m/mm – 5 mm

F2 : 40m/mm – 10 mm

G2 : 50m/mm – 5 mm

H2 : 50m/mm – 10 mm

I2 : 50m/mm – 15 mm

Charge unitaire (MPa)					
Lots	EPVs1	EPVs2	EPVs3	Moyen	Ecartype
0	10,57	6,65	7,77	8,33	2,02
1	20,09	15,31	16,11	17,17	2,56
2	16,11	14,35	13,62	14,70	1,28
3	12,14	14,11	12,50	12,91	1,05
4	13,99	13,20	16,16	14,45	1,53
5	14,07	13,00	13,41	13,49	0,54
6	13,26	10,01	11,96	11,74	1,64
7	13,68	15,11	10,00	12,93	2,64
8	18,19	20,97	-	19,58	1,97
9	19,53	18,99	16,48	18,33	1,63
10	12,32	15,50	13,64	13,82	1,60
A	12,99	10,88	10,28	11,39	1,43
B	12,74	12,75	9,14	11,54	2,08
C	13,53	14,74	14,40	14,22	0,62
D	5,32	16,00	-	10,66	7,55
E	15,87	17,09	-	16,48	0,86
F	10,31	17,17	16,55	14,68	3,79
G	12,26	16,25	16,60	15,04	2,41
AA	16,75	17,11	-	16,93	0,25
BB	19,23	17,55	-	18,93	1,19
CC	16,74	17,15	-	16,94	0,29
DD	9,28	8,24	-	8,76	0,74
A1	11,88	-	-	11,88	-
A2	17,56	-	-	17,56	-
A3	10,5	-	-	10,5	-
A4	12,87	-	-	12,87	-
E2	21,15	14,78	14,29	16,74	3,83
F2	16,85	16,22	11,88	14,98	2,71
G2	17,62	18,24	17,56	17,81	0,38
H2	15,31	15,65	15,85	15,60	0,27

12	10,5	-	-	10,5	-
----	------	---	---	------	---

Tableau B-3 Résultats de l'essai de simple recouvrement (Bond Laminates TEPEX102 + BASF XA3232 + FIXE)

B.4) Bond Laminates PA6 80/20 0°+ injection PA6 BASF XA 3232

Nature de la buse : BUSE ROTATIVE – 21 kHz – PCT 100 – Air – 2400L/h

R1 : 1m/min – 5 mm – 4 passage	R2 : 2 m/min – 5 mm – 1 passage
R3 : 2m/min – 5 mm – 4 passage	R4 : 5 m/min – 5 mm – 1 passage
R5 : 5m/min – 5 mm – 4 passage	R6 : 10 m/min – 5 mm – 1 passage
R7 : 10m/min – 5 mm – 4 passage	R8 : 20 m/min – 5 mm – 4 passage
R9 : 50m/min – 5 mm – 1 passage	R10 : 60 m/min – 5 mm – 1 passage
R11 : 70 m/min – 5 mm – 1 passage	R12 : 2 m/min – 10 mm – 1 passage
R13 : 2 m/min – 10 mm – 4 passage	R14 : 5 m/min – 10 mm – 1 passage
R15 : 5 m/min – 10 mm – 4 passage	R16 : 10 m/min – 10 mm – 1 passage
R17 : 10 m/min – 10 mm – 4 passage	R18 : 15 m/min – 10 mm – 4 passage
R19 : 20 m/min – 10 mm – 4 passage	

Charge unitaire (MPa)				
Lots	EPVs1	EPVs2	Moyen	Ecartype
R1	16,44	-	16,44	-
R2	16,9	11,25	14,08	4,00
R3	16,57	-	16,57	-
R4	13,33	12,58	12,96	0,53
R5	17,37	16,38	16,88	0,70
R6	12,32	12,19	12,26	0,09
R7	18,77	15,04	16,91	2,64
R8	10,76	11,73	11,25	0,69
R9	18,81	18,65	18,73	0,11
R10	18,98	16,69	17,84	1,62
R11	19,59	16,08	17,84	2,48
R12	12,48	14,15	13,32	1,19
R13	19,05	19,01	19,03	0,02
R14	19,43	10,83	15,14	6,07
R15	20,03	20,01	20,02	0,01
R16	12,54	12,39	12,46	0,10
R17	15,86	18,60	17,23	1,94
R18	17,52	8,53	13,03	6,36
R19	9,77	15,72	12,74	4,20

Tableau B-4 Résultats de l'essai de simple recouvrement (Bond Laminates TEPEX102 + C246SIV30 + BUSE ROTATIVE)

B.5) Traitement du composite Evolite – injection PA6 C246SIV30

Nature de la buse : BUSE Fixe -21kHz – PCT 100 – Air – 2400L/h

R0 : Sans traitement	
1 : 10 m/min – 10 mm	2 : 30 m/min – 10 mm
3 : 50 m/min – 10 mm	4 : 20 m/min – 5 mm

Charge unitaire (MPa)						
Lots	EPVs1	EPVs2	EPVs3	EPVs4	Moyen	Ecartype
0	4,05	4,47	6,98	7,89	5,85	1,88

1	10,14	7,28	8,64	9,82	8,97	1,30
2	10,09	7,40	7,65	5,89	7,76	1,74
3	7,75	5,18	6,33	6,89	6,54	1,08
4	11,56	12,10	10,56	11,29	11,38	0,64

Tableau B-5 Résultats de l'essai de simple recouvrement (Evolite + C246SIV + FIXE)

B.6) BAYCOMP 0/90/0/0/90/0 + injection PA6 BASF XA 3232

Nature de la buse : BUSE FIXE – 21 kHz – PCT 100 – Air – 2400L/h

0 : Pas de traitement plasma – Référence

1 : 10m/min – 10 mm

2 : 30m/min – 10 mm

3 : 50m/min – 10 mm

Charge unitaire (MPa)					
Lots	EPVs1	EPVs2	EPVs3	Moyen	Ecartype
0	11,08	13,13	11,22	11,81	1,15
1	13,10	13,08	13,04	13,07	0,03
2	12,93	13,67	13,83	13,49	0,48
3	13,40	13,66	13,49	13,71	0,25

Tableau B-6 Résultats de l'essai de simple recouvrement (BAYCOMP + BASF XA3232 + FIXE)

B.7) Bond Laminates PP 50/50 0°+ injection PP Stamax 40YM240

Nature de la buse : BUSE FIXE – 21 kHz – PCT 100 – Air – 2400L/h

0 : Pas de traitement plasma – Référence

1 : 30m/min – 10 mm

2 : 50m/min – 10 mm

3 : 40m/min – 15 mm

4 : 20m/min – 15 mm

5 : 10m/min – 10 mm

6 : 20m/min – 5 mm

7 : 40m/min – 5 mm

A : 10m/min – 5 mm

B : 20m/min – 5 mm

C : 5m/min – 5 mm

D : 40m/min – 5mm

Charge unitaire (MPa)							
Lots	EPVs1	EPVs2	EPVs3	EPVs4	EPVs5	Moyen	Ecartype
0	1,44	2,75	3,22	3,53	-	2,73	0,92
1	0,80	0,78	2,05	1,54	1,36	1,31	0,53
2	1,03	1,29	2,53	-	-	1,62	0,80
3	1,38	1,75	1,18	-	-	1,44	0,29
4	1,56	1,28	1,12	-	-	1,32	0,22
5	0,76	0,88	0,85	-	-	0,83	0,06
6	1,01	1,19	1,74	-	-	1,31	0,38
7	2,17	2,12	-	-	-	2,15	0,04
A	0,79	1,74	0,78	-	-	1,1	0,55
B	0,87	1,02	-	-	-	0,95	0,11
C	2,03	1,69	2,07	1,78	-	1,89	0,19
D	1,57	2,02	1,94	1,94	2,6	2,2	0,61

Tableau B-7 Résultats de l'essai de simple recouvrement (Bond Laminates PP + Stamax 40YM240 + FIXE)

B.8) Bond Laminates PP 50/50 0°+ injection PP Stamax 40YM240

Nature de la buse : BUSE ROTATIVE – 21 kHz – PCT 100 – Air – 2400L/h

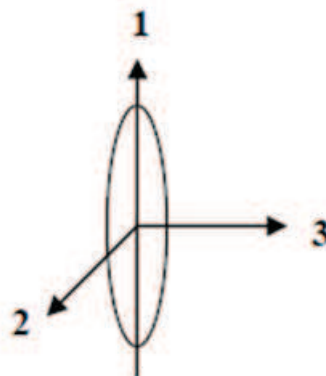
R1 : 2 m/min – 5 mm – 1 passage R2 : 2 m/min – 5 mm – 4 passage
 R3 : 5 m/min – 5 mm – 1 passage R4 : 5 m/min – 5 mm – 4 passage
 R5 : 10 m/min – 5 mm – 1 passage R6 : 10 m/min – 5 mm – 4 passage

Charge unitaire (MPa)				
Lots	EPVs1	EPVs2	Moyen	Ecartype
R1	2,34	2,62	2,48	0,20
R2	0,93	1,33	1,13	0,28
R3	4,07	3,65	3,86	0,30
R4	2,16	3,14	2,65	0,69
R5	2,96	2,78	2,87	0,13
R6	2,36	2,16	2,26	0,14

Tableau B-8 Résultats de l'essai de simple recouvrement (Bond Laminates + C246SIV30 + BUSE ROTATIVE)

C) Eshelby Tenseur

Dans le cas où la matrice est isotrope et où l'axe de révolution des ellipsoïdes est l'axe 1 (avec la dimension $a_2 = a_3 < a_1$), les composantes du tenseurs d'Eshelby s'expriment par [Brown et Clarke, 1975 ; Mura, 1991]



$$\left\{ \begin{array}{l}
S_{1111}^E = \frac{1}{2(1-\nu_m)} \left\{ 1 - 2\nu_m + \frac{3s^2 - 1}{s^2 - 1} - \left[1 - 2\nu_m + \frac{3s^2}{s^2 - 1} \right] g \right\} \\
S_{2222}^E = S_{3333}^E = \frac{3}{8(1-\nu_m)} \frac{s^2}{s^2 - 1} + \frac{1}{4(1-\nu_m)} \left[1 - 2\nu_m - \frac{9}{4(s^2 - 1)} \right] g \\
S_{2233}^E = S_{3322}^E = \frac{1}{4(1-\nu_m)} \left\{ \frac{s^2}{2(s^2 - 1)} - \left[1 - 2\nu_m + \frac{3}{4(s^2 - 1)} \right] g \right\} \\
S_{2211}^E = S_{3311}^E = -\frac{1}{2(1-\nu_m)} \frac{s^2}{s^2 - 1} + \frac{1}{4(1-\nu_m)} \left\{ \frac{3s^2}{s^2 - 1} - (1 - 2\nu_m) g \right\} \\
S_{1122}^E = S_{1133}^E = -\frac{1}{2(1-\nu_m)} \left[1 - 2\nu_m + \frac{1}{s^2 - 1} \right] + \frac{1}{2(1-\nu_m)} \left[1 - 2\nu_m + \frac{3}{2(s^2 - 1)} \right] g \\
S_{2323}^E = S_{3232}^E = \frac{1}{4(1-\nu_m)} \left\{ \frac{s^2}{2(s^2 - 1)} + \left[1 - 2\nu_m - \frac{3}{4(s^2 - 1)} \right] g \right\} \\
S_{1212}^E = S_{1313}^E = \frac{1}{4(1-\nu_m)} \left\{ 1 - 2\nu_m - \frac{s^2 + 1}{s^2 - 1} - \frac{1}{2} \left[1 - 2\nu_m - \frac{3(s^2 + 1)}{s^2 - 1} \right] g \right\}
\end{array} \right.$$

où ν_m est le coefficient de Poisson de la matrice et g est défini par :

$$g = \frac{s}{(s^2 - 1)^{3/2}} \left(s(s^2 - 1)^{1/2} - \text{Arc cosh } s \right)$$

et $s = \frac{a_1}{a_3} > 1$ est le rapport de forme de l'ellipsoïde.

Assemblages composites-polymères après traitement par plasma Atmosphérique du composite, caractérisation mécaniques et modélisation

RESUME :

Pour atteindre les objectifs de la commission européenne, visant à réduire les émissions de CO₂, les constructeurs automobiles se doivent d'alléger le poids de leurs véhicules. Dans ce contexte l'équipementier FAURECIA, fabricant de sièges automobiles tente de remplacer certaines structures ou sous-structures métalliques par des solutions hybrides plastique-métal (PMH). Si les matériaux composites répondent bien à cette exigence en termes de rigidité et de légèreté, leur assemblage avec d'autres matériaux nécessite d'améliorer leur propriétés d'adhérence. Pour ce faire, un traitement par plasma atmosphérique est préconisé. L'objet de ce travail de thèse a consisté à optimiser les conditions de traitement pour des structures hybrides incluant un composite. Les deux paramètres retenus étaient la vitesse de balayage et la distance entre le substrat et la torche plasma, ainsi que le nombre de passages de la torche. Un critère de décohésion-rupture de la zone d'interface, soumise à des chargements quasi-statiques a été proposé. Un autre objectif était d'étudier les différents modèles micromécaniques afin d'évaluer leur robustesse à prévoir le comportement mécanique de matériaux thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes. Afin d'atteindre ces objectifs des essais de simple recouvrement et des essais ARCAN-Mines ont été réalisés. En parallèle, des techniques d'émission acoustique (EA), de thermographie infrarouge (RI) et de microscopie optique ont été utilisées pour suivre les mécanismes de rupture des éprouvettes sollicitées. Enfin des calculs par éléments finis ont servi à simuler les essais et permettre de vérifier la fiabilité du critère de rupture proposé.

Mots clés : structure hybride, traitement par plasma atmosphérique, modèle micromécanique

Composite-polymer assemblies after atmospheric plasma treatment on composite surface: mechanical characterization and modelling

ABSTRACT :

To achieve the objectives of the European Commission, to reduce the carbon dioxide (CO₂) emission for transportation vehicles, car makers must reduce the weight of their cars. Thus the supplier Faurecia, manufacturer of car seating, plans to replace metal structures by hybrid plastic-metal structures (PMH). In this context, composite materials are good candidates to replace metal in order to reduce weight. Moreover in order to improve the adhesion strength at the interface of hybrid structures, atmospheric plasma technique has been used. In this context, we studied the effects of plasma treatment in term of adhesion in the hybrid structure in order to provide the best condition of treatment. The objective of this study was to characterize the effect of plasma treatment by determination at the parameters in the process such as the scanning speed, the distance between the substrate and the plasma torch and the number of passes of the torch, then to predict the initiation of delamination under quasi-static loading test in specimen of single lap shear by using the criterion of rupture. The other objective was to study the micromechanical model to assess the reliability of them. And they will be applied to predict the mechanical behaviour of short glass fibre reinforced thermoplastic. In order to achieve the former objectives, tests as tensile shear tests and ARCAN-Mines tests have been performed. In parallel, acoustic emission (AE), infrared radiation (IR) and optical microscopy were used in order to follow the failure mechanisms. Finally, finite element calculations were used to simulate the tests and verify the reliability of the failure criterion.

Keywords : hybrid structure, atmospheric plasma treatment, micromechanical model

