



**HAL**  
open science

# Etude d'assemblages multi-matériaux par boulonnage, par fixation avec insert et par collage d'une structure composite

Arruck Tragangoon

► **To cite this version:**

Arruck Tragangoon. Etude d'assemblages multi-matériaux par boulonnage, par fixation avec insert et par collage d'une structure composite. Matériaux. Université Paris sciences et lettres, 2017. Français. NNT : 2017PSLEM048 . tel-03709979

**HAL Id: tel-03709979**

**<https://pastel.hal.science/tel-03709979>**

Submitted on 30 Jun 2022

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

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

# THÈSE DE DOCTORAT

de l'Université de recherche Paris Sciences et Lettres  
PSL Research University

Préparée à MINES ParisTech

Etude d'assemblages multi-matériaux par boulonnage, par fixation  
avec insert et par collage d'une structure composite

**Ecole doctorale n°432**

Sciences des Métiers de l'Ingénieur

**Spécialité** SCIENCES ET GENIE DES MATERIAUX

**Thèse confidentielle**  
**(date de fin de 14/06/2022)**

**Soutenue par Arruck TRAGANGOON**  
**le 14 juin 2017**

Direction :  
**Jacques RENARD**

Coencadrement :  
**Baramée PATAMAPROHM**



## COMPOSITION DU JURY :

M. Francis COLLOMBET, Président  
Professeur des Universités, P. Sabatier Toulouse

M. Yvon CHEVALIER, Rapporteur  
Professeur Emérite, ISMEP Paris

M. Monssef DRISSI HABTI, Rapporteur  
Directeur de Recherche, IFSTTAR Nantes

Mme. Michelle SALVIA, Examinatrice  
HDR, ECL Lyon

M. Baramée PATAMAPROHM, Examineur  
Docteur, KMUTNB Bangkok Thaïlande

M. Jacques RENARD, Examineur  
Directeur de Recherche, ENSMP Paris



**Confidentiel DEMOS 14/06/2022**





## REMERCIEMENTS

Je tiens dans un premier temps à remercier infiniment Jacques RENARD, mon Directeur de thèse, pour m'avoir accordé sa confiance et proposé ce sujet de thèse. J'ai pu apprécier son soutien et ses conseils pour avancer mes travaux de recherche. Je voudrais aussi dire un grand merci à Baramée PATAMAPROHM, mon co-encadrant de thèse, pour sa disponibilité et sa patience pendant ces trois années au Centre des matériaux. Je tiens également à remercier Vladimir GANTCHENKO pour ses conseils techniques ainsi que sa contribution. Enfin, je voudrais particulièrement remercier Jean-Christophe TEISSÈDRE pour son aide concernant les essais expérimentaux qui ont contribué à mes travaux de recherche. Sans l'aide de ces personnes, la réussite de ma vie de doctorant n'aurait pas été possible.

Je remercie aussi les membres du jury : Francis COLLOMBET, Président, Yvon CHEVALIER et Monsséf DRISSI-HABTI, mes rapporteurs, et Michelle SALVIA, en tant qu'examinatrice pour avoir évalué mon travail de thèse. Je remercie également Thierry RENAULT, mon co-encadrant industriel.

En dehors des travaux de recherche, je remercie Konaly SAR et Véronique MATOS pour l'ensemble des démarches administratives. Merci également à Catherine ROUIL et Ziradjoudine AKBER pour leur soutien et leur gentillesse, et pour m'avoir accueilli chaleureusement chaque jour. Je remercie aussi tous mes collègues du Centre des Matériaux pour leur soutien.

Je tiens ensuite à remercier l'équipe thaïlandaise du Centre des matériaux : Pongsak, Naruepon et Ekkarin, ce qui m'ont aidé avant et pendant mon séjour en France. Je remercie également mes amies thaïlandaises pour les bons moments passés ensemble durant cette mission en France.

Enfin, je remercie mes parents et ma famille pour leur disponibilité et leur soutien comme toujours. Je tiens à remercier plus particulièrement Wanalee, qui est toujours disponible et qui m'a encouragé jusqu'à la dernière ligne droite de ce travail de thèse.



# TABLE DES MATIERES

<b>Introduction générale .....</b>	<b>1</b>
<b>Chapitre 1 Contexte industriel de la thèse .....</b>	<b>5</b>
1.1 Introduction .....	5
1.2 Sièges automobiles et matériaux composites.....	6
1.3 Enjeux de l'assemblage .....	7
1.3.1 Boulonnage .....	7
1.3.2 Fixation par inserts .....	8
1.3.1 Collage.....	8

## **PARTIE I ETUDE EXPERIMENTALE**

<b>Chapitre 2 Présentation des matériaux de l'étude.....</b>	<b>13</b>
2.1 Les matériaux du projet DEMOS.....	13
2.2 Composite tissé « TEPEX 102 ».....	13
2.2.1 Fibres – Fibres de verre de type E.....	14
2.2.2 Matrice- Résine thermoplastique polyamide 6.....	15
2.2.3 Architecture – Composite tissé en sergé 2/2 .....	16
2.3 Composite injecté « PA66 GF50 ».....	18
2.4 Adhésifs « SikaPower 4588 » et « Aderis 8641 ».....	20
2.4.1 Sikapower 4588.....	20
2.4.2 Aderis 8641 .....	20
<b>Chapitre 3 Caractérisations mécaniques .....</b>	<b>23</b>
3.1 Introduction .....	23
3.2 Caractérisation mécanique du composite tissé « TEPEX 102 » .....	23
3.2.1 Essais de traction sur TEPEX 102.....	24
3.2.2 Essais de compression sur TEPEX 102 .....	28
3.2.3 Essais de flexion 3 points, à appuis rapprochés, sur TEPEX 102 .....	31
3.2.4 Essais ARCAN-MINES sur TEPEX 102.....	34
3.3 Caractérisation mécanique du composite injecté « PA66 GF50 » .....	37
3.3.1 Répartition de fraction volumique de fibres dans la plaque PA66 GF50.....	39
3.3.2 Essais de traction sur le PA66 GF50 .....	40
3.4 Caractérisation mécanique des adhésifs « SikaPower 4588 » et « Aderis 8641 » .....	43
3.4.1 Essais de traction sur éprouvettes haltères.....	44
3.3.2 Essais ARCAN-MINES sur les adhésifs de l'étude .....	45

## **PARTIE II MODELISATION DU COMPORTEMENT**

<b>Chapitre 4 Modélisation du comportement du composite tissé « TEPEX 102 ».....</b>	<b>51</b>
4.1 Introduction .....	51
4.2 Loi de comportement .....	51

4.2.1	Loi de Hooke.....	51
4.2.2	Critère de Hill.....	52
4.2.3	Loi d'écrouissage isotrope non-linéaire.....	54
4.3	Identification des paramètres des modèles .....	54
<b>Chapitre 5</b>	<b>Modélisation du comportement du composite injecté « PA66 GF50 » .....</b>	<b>57</b>
5.1	Introduction .....	57
5.2	Orientation des fibres .....	57
5.2.1	Mécanismes et paramètres influençant l'orientation des fibres.....	58
5.2.2	Représentation mathématique de l'orientation des fibres .....	60
5.3	Modèles micromécaniques .....	65
5.3.1	Techniques d'homogénéisation en élasticité.....	67
5.3.2	Prise en compte de l'orientation des fibres .....	72
5.3.3	Implémentation dans le code de calcul.....	74
5.3.4	Identification des paramètres du modèle micromécanique .....	75
5.4	Prise en compte du comportement inélastique.....	77
<b>Chapitre 6</b>	<b>Modélisation du comportement des adhésifs « SikaPower 4588 » et « Aderis 8641 ».....</b>	<b>81</b>
6.1	Introduction .....	81
6.2	Calcul numérique sur le dispositif ARCAN-MINES .....	81
6.3	Loi de comportement .....	82
6.3.1	Loi de Hooke.....	82
6.3.2	Critère de plasticité.....	83
6.3.3	Loi d'écoulement.....	83
6.3.4	Loi d'écrouissage .....	85
6.3.5	Loi de viscosité.....	85
6.4	Identification des paramètres des modèles .....	86
6.5	Critère de rupture .....	88
<b>PARTIE III</b>		
<b>PREDICTION DE RUPTURE DE STRUCTURE BOULONNEE OU COLLEE</b>		
<b>Chapitre 7</b>	<b>Assemblage boulonné .....</b>	<b>95</b>
7.1	Introduction .....	95
7.2	Méthode de prédiction de la rupture.....	95
7.3	Plaque composite munie d'un trou.....	96
7.3.1	Essais de traction sur pièces trouées.....	98
7.3.2	Calculs numériques .....	101
7.3.3	Prédiction de rupture par post-traitement.....	103
7.4	Structure boulonnée en composite .....	105
7.4.1	Essais expérimentaux sur les pièces boulonnées.....	107
7.4.2	Calculs numériques .....	114
7.3.3	Prédiction de rupture d'une pièce boulonnée.....	116
<b>Chapitre 8</b>	<b>Assemblage collé.....</b>	<b>119</b>
8.1	Introduction .....	119
8.2	Généralités sur les assemblages collés .....	119
8.2.1	Mécanismes d'adhésion.....	119
8.2.2	Modes de rupture de l'assemblage collé.....	121
8.3	Développement du critère de rupture à l'aide de l'essai de simple recouvrement.....	122
8.3.1	Essais de simple recouvrement.....	123
8.3.2	Calculs numériques .....	124
8.3.3	Identification du paramètre distance critique où s'applique le critère de rupture.....	126

8.4 Prédiction de rupture d'une structure collée : cas des triangles collés .....	127
8.4.1 Présentation des triangles collés.....	127
8.4.2 Essais de torsion sur les triangles collés .....	128
8.4.3 Calculs numériques .....	130
8.4.4 Prédiction de rupture .....	132

**PARTIE IV  
APPLICATION AU DIMENSIONNEMENT INDUSTRIEL**

<b>Chapitre 9 Calcul numérique du siège multi-matériaux .....</b>	<b>137</b>
9.1 Introduction .....	137
9.2 Présentation du siège multi-matériaux .....	137
9.3 Trou renforcé réalisé par le procédé QSP.....	139
9.4 Calcul numérique et prédiction de rupture .....	142
9.4.1 Liaison rivetée.....	142
9.4.2 Liaison collée .....	145
<b>Chapitre 10 Calcul numérique de la bielle du siège en composite injecté.....</b>	<b>151</b>
10.1 Introduction.....	151
10.2 Présentation de la bielle en composite injecté .....	151
10.3 Essais mécaniques sur la bielle .....	152
10.3.1 Répartition de fraction volumique dans la bielle.....	152
10.3.2 Essais de traction sur la bielle .....	153
10.4 Calcul numérique .....	157
<b>Conclusion et perspectives.....</b>	<b>163</b>
<b>Références bibliographiques.....</b>	<b>167</b>



## INTRODUCTION GENERALE

L'utilisation de matériaux composites est de plus en plus fréquente dans divers domaines grâce à des choix adaptés portant sur les : fibres, matrices, empilements, etc. Ces choix permettent d'optimiser les performances du matériau pour l'application désirée. En particulier, dans le secteur industriel automobile, une approche multi-matériaux avec des matériaux composites est envisagée afin d'alléger les véhicules. La consommation d'énergie et leurs émissions polluantes sont réduites grâce à leur ratio élevé, performance mécanique/masse. Pour la conception et le dimensionnement des structures, il est incontournable d'envisager les capacités d'assemblage des matériaux composites avec d'autres matériaux.

C'est dans ce contexte que s'inscrit ce travail de thèse, réalisé dans le cadre du projet DEMOS (Design and Manufacturing of Composite Automotive Interior Structures), piloté par la société FAURECIA. Ce projet regroupe des industriels CETIM (Centre Technique des Industries Mécaniques), Coriolis Composites, ECM (Engineering Conception Maintenance), IFP Energies Nouvelles, Lisi Automotive et le Centre des Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris. Ce projet vise à dimensionner une armature de siège avant allégée, grâce à l'utilisation d'une structure multi-matériaux constituée de parties métalliques et de composites thermoplastiques à fibres de verre continues et courtes.

Dans cette thèse nous avons étudié une assise de siège automobile dont des composants ont été fabriqués en composite tissé et composite injecté. Ces composants sont montés en utilisant 3 méthodes différentes d'assemblage : le boulonnage, la fixation par inserts et le collage. Ces liaisons ont été étudiées dans ce travail.

L'assemblage mécanique par boulonnage est une méthode qui permet le démontage. Dans le cas d'un boulonnage acier sur composite, le composite est sollicité en matage et endommagé progressivement. Nous avons étudié la rupture de cet assemblage afin de dimensionner au mieux la structure. En outre, un trou pour le passage de vis ou pour d'autres applications structurales peut affaiblir un composite, en raison des concentrations de contraintes au bord du trou. Dans ce travail nous visons à prédire la rupture d'une pièce boulonnée, ainsi que d'une pièce trouée, à l'aide d'outils numériques. La méthode de prédiction de rupture développée a été validée par des essais expérimentaux.



L'introduction d'un insert métallique dans une matière injectée permet l'assemblage avec une autre pièce grâce à son taraudage. La technologie du surmoulage, avec un composite à fibres courtes injecté, permet de réaliser des pièces structurales de géométrie complexe. La présence de fibres dans un tel composite améliore les propriétés mécaniques de la matrice, surtout la rigidité et la contrainte à rupture. Cependant l'anisotropie des propriétés mécaniques, provenant de la répartition des fibres lors de la mise en forme de la pièce, doit être prise en compte dans le cas des pièces injectées. Ce travail de thèse se focalise sur une prédiction du comportement mécanique, en fonction de l'orientation des fibres d'un composite à fibres courtes, à l'aide d'un modèle micromécanique.

Dans une optique de gain de masse, les assemblages collés sont plus légers que les assemblages mécaniques. L'assemblage collé évite non seulement les écueils du boulonnage, qui affaiblit une pièce en composite, mais amène aussi une répartition uniforme des contraintes au niveau de la liaison. Cependant, l'utilisation du collage est encore limitée par méconnaissance de son comportement, de son vieillissement et d'outils de conception suffisamment développés. Dans le cadre de cette étude, nous avons modélisé le comportement mécanique d'une colle jusqu'à rupture et nous avons développé un outil numérique permettant de déterminer la rupture de la structure collée.

Finalement, les travaux réalisés pour ces méthodes d'assemblage ont été appliqués à des pièces industrielles. Une assise de siège automobile en métal/composite et une bielle en composite à fibres courtes ont été examinées afin de déterminer leur rupture, en utilisant les outils numériques développés.

### **Structure de la thèse**

Un premier chapitre est consacré au contexte industriel de la thèse et aborde brièvement les enjeux des structures multi-matériaux avec composites dans l'industrie automobile, ainsi que les problèmes et les objectifs de l'étude. Cette thèse s'articule ensuite autour de quatre parties montrant le cheminement progressif de notre démarche.

La première partie « Etude expérimentale » porte d'abord sur les matériaux adoptés dans le projet DEMOS, un composite tissé, un composite injecté et des adhésifs. Une introduction générale présente ces matériaux (Chapitre 2). Les caractérisations mécaniques (Chapitre 3) ont été effectuées selon les normes les plus adaptées. Des essais de traction, de compression, de flexion, des essais de simple recouvrement et des essais ARCAN-MINES ont été réalisés pour caractériser les matériaux de l'étude. Les moyens d'essai sont exposés avec les résultats obtenus.

La deuxième partie « Modélisation du comportement » se focalise sur le comportement élastique et inélastique des matériaux de l'étude. La modélisation du comportement du composite tissé a été effectuée, une loi de comportement inélastique adoptée (Chapitre 4). Le comportement du composite injecté, qui dépend de l'orientation locale des fibres, a été modélisé à l'aide du modèle

micromécanique (Chapitre 5). Le modèle du comportement des adhésifs (Chapitre 6) prend en compte le comportement mécanique élastique, inélastique et l'effet de la viscosité. Les modélisations du comportement de ces matériaux de l'étude ont été validées expérimentalement.

La troisième partie « Etude sur structure boulonnée et structure collée » utilise des méthodes basées sur l'approche d'une distance critique pour la prédiction de rupture, avec des paramètres identifiés expérimentalement. Pour la structure boulonnée, des études ont été réalisées sur des pièces trouées et boulonnées (Chapitre 7). La méthode de prédiction de rupture, utilisant un volume critique, a été établie et implémentée. La rupture d'une structure collée a été envisagée en utilisant la prédiction de rupture à l'aide de la distance critique (Chapitre 8). Des calculs numériques ont été effectués afin de déterminer sa rupture et ont été validés expérimentalement.

La quatrième partie « Application et dimensionnement industriel » qui clôt la thèse, aborde la prédiction de rupture de pièces industrielles. Il s'agit d'exploiter les méthodes développées précédemment. Le calcul numérique, d'une assise de siège automobile en métal/composite sous sollicitation, a été réalisé afin de prédire la rupture d'une liaison boulonnée et d'une liaison collée (Chapitre 9). La bielle en composite à fibres courtes (Chapitre 10) a été examinée. Les comportements locaux de cette structure ont été prédits à l'aide d'outils numériques tenant compte des orientations locales des fibres. Les résultats des calculs en déformation et en rupture ont été validés expérimentalement.

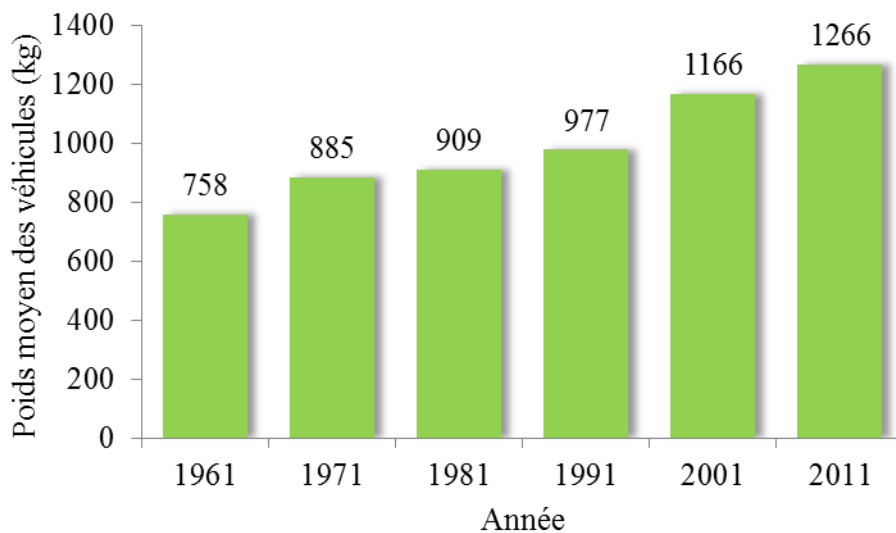


# CHAPITRE 1

## CONTEXTE INDUSTRIEL DE LA THESE

### 1.1 Introduction

La commission européenne a présenté des propositions visant à concrétiser les objectifs de réduction des émissions de gaz à effet de serre des voitures et des camionnettes neuves d'ici à 2020. Les émissions des véhicules représentent actuellement près de 12% des émissions globales de CO<sub>2</sub> au niveau mondial. Ces propositions consistent à réduire les émissions moyennes des voitures à 95 grammes de CO<sub>2</sub> par kilomètre et 147 grammes de CO<sub>2</sub> par kilomètre pour des camionnettes, à partir de 2020. Ceci est un enjeu important qui pousse à l'allègement des véhicules. Depuis les années 1960, le poids moyen d'un véhicule a augmenté de plus de 60%, Figure 1-1.

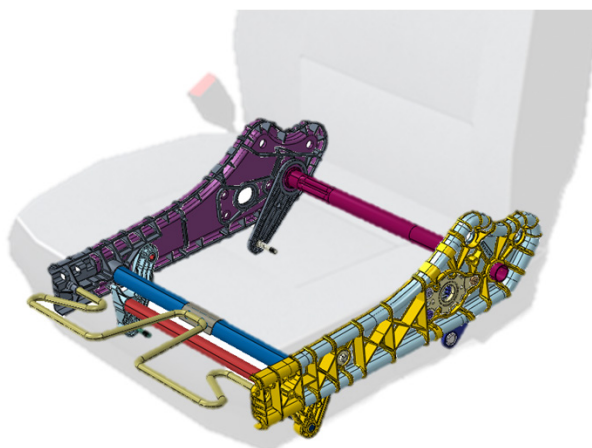


**Figure 1-1** Evolution du poids moyen des véhicules en France [Etude du journal l'Argus].

De nos jours, cette tendance commence à s'inverser avec le besoin croissant de véhicules moins polluants. Dans un premier temps, l'emploi d'acier de qualité supérieure, utilisant les aciers HLE (Haute limite élastique) permet de gagner 10% de masse sur le châssis [Cantor et al., 2008]. Les alliages aluminium-magnésium sont également utilisés pour continuer à gagner de la masse sur le châssis. Cependant, un gain de poids de l'ordre de 250 kg par véhicule est encore nécessaire pour

atteindre l'objectif d'une émission de CO<sub>2</sub> de 95 g/km. Pour aller plus loin dans cette réduction, une approche multi-matériaux, avec l'introduction de matériaux composites, apparaît comme une voie prometteuse. Ce type de matériau possède le potentiel d'adaptation à un besoin spécifique car il existe une grande variété de constituants. Le choix de la nature des fibres et de la matrice, le type de renfort, etc... peuvent résoudre le challenge. A ce jour, dans le secteur automobile, l'utilisation des matériaux composites se limite plutôt au marché de niche des véhicules hautes performances et utilise les composites à fibres de carbone, qui offrent des propriétés mécaniques supérieures. Néanmoins, certains constructeurs automobiles ont étudié la possibilité d'introduire des matériaux composites pour la production en grande série. Dans le cadre du projet Mosaïc en 1994 [Valersteinas, 1998], Renault a conclu que l'emploi d'une structure multi-matériaux aluminium-composite est capable de gagner en masse 20% avec un coût acceptable (surcoût de 20-40%) et sans compromis en qualité ni en sécurité. Désormais, les voitures seront de plus en plus en multi-matériaux et les composites auront des arguments à faire valoir face aux métaux.

## 1.2 Sièges automobiles et matériaux composites



**Figure 1-2** Assise de siège automobile en structure multi-matériaux métal-composite du projet DEMOS.

Ce travail de thèse s'inscrit dans le cadre du projet DEMOS (Design and Manufacturing of Composite Automotive Interior Structures) piloté par la société Faurecia coordinatrice. Le projet DEMOS vise à concevoir une armature de siège allégée par l'utilisation d'une structure multi-matériaux. Actuellement, l'intérieur des voitures représente environ 20% de son poids total avec, en particulier, l'ensemble des sièges qui pèse entre 65-80 kg, soit environ 5% à 7% du poids de la voiture. Le gain de poids visé est de 30% par rapport aux sièges en acier, pour un impact de l'ordre de 2 g de CO<sub>2</sub> par km.

Précédemment, la société Faurecia a réalisé des sièges métalliques allégés, tels que le siège en alliage de magnésium et le siège en acier à très haute limite élastique (Figure 1-3a). Ces matériaux

métalliques sont simples à utiliser grâce à leur homogénéité et leur capacité d'assemblage par soudage. Cependant, ces deux versions de siège allégé ne pèsent que 15% de moins par rapport à une structure traditionnelle en acier.

Pour gagner encore plus de masse, dans le contexte de notre travail, certaines pièces métalliques existantes d'un siège automobile seront réalisées en matériaux composites. Ces matériaux offrent un rapport résistance-rigidité/poids très élevé (Figure 1-3b). Cependant, dans cette perspective d'allègement, l'utilisation de matériaux aux comportements très différents dans une structure multi-matériaux pose le problème technique de leur assemblage.

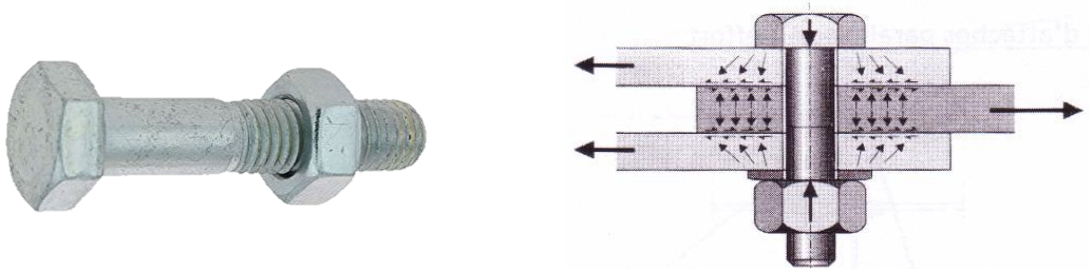


**Figure 1-3** a) Siège automobile en acier à haute limite élastique. b) Siège automobile du projet DEMOS en multi-matériaux avec matériaux composites [Dossier Faurecia].

### 1.3 Enjeux de l'assemblage

Dans une structure multi-matériaux, l'utilisation de matériaux différents peut introduire des contraintes complémentaires à prendre en compte lors de leur assemblage. Cette étude se focalise sur trois méthodes d'assemblage : le boulonnage, la fixation avec inserts et le collage.

#### 1.3.1 Boulonnage

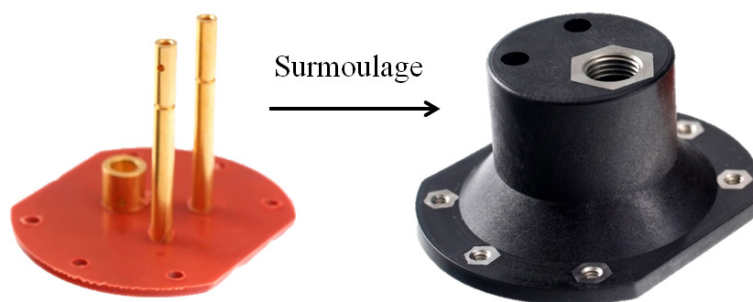


**Figure 1-4** Boulon et champ de contraintes au sein de l'assemblage.

C'est un assemblage mécanique qui offre une possibilité de démontage et une facilité de mise en œuvre. Dans notre étude, cet assemblage étant réalisé avec des composites, l'endommagement de la zone percée doit être évité lors du passage des efforts. En raison des concentrations de contraintes élevées au bord du trou du composite, les dimensions de tête et de rondelle utilisées doivent être examinées. Par ailleurs, une sollicitation en matage sur la pièce boulonnée donne lieu à une dégradation continue du composite, car sa résistance mécanique est faible en compression. Pour cette raison les effets de la présence d'un trou et la résistance mécanique en compression ainsi que les mécanismes d'endommagement seront étudiés en terme de comportement jusqu'à rupture.

### **1.3.2 Fixation avec inserts**

Un insert métallique taraudé introduit dans une pièce obtenue par injection, permet l'assemblage avec une autre pièce. La technologie de surmoulage, avec un composite à fibre courte injecté, permet de réaliser des pièces structurales de géométrie plus complexe. La présence de fibres dans un tel composite améliore les propriétés mécaniques de la matrice, surtout la rigidité et la contrainte à rupture. Cependant, l'anisotropie des propriétés mécaniques, résultant de la répartition des fibres lors de l'injection d'une pièce, doit être aussi prise en compte afin de mieux comprendre les propriétés des pièces injectées. Ce travail de thèse prend en compte le comportement mécanique en fonction de l'orientation des fibres d'un composite à fibres courtes à l'aide d'un modèle micromécanique. Le comportement du matériau a été étudié expérimentalement dans un premier temps pour fournir le modèle de comportement utilisé dans le code de calcul et puis pour calculer une structure en composite à fibres courtes, munie d'inserts métalliques.



**Figure 1-5** Insert métallique noyé dans une pièce surmoulée.

### **1.3.3 Collage**

L'assemblage collé est une méthode d'assemblage bien adaptée à la structure multi-matériaux. Le collage évite les écueils du boulonnage en évitant les trous dans la pièce et répartit les contraintes au niveau de la liaison. Cependant, l'utilisation du collage est encore limitée par le manque de connaissance de son comportement, de son vieillissement ainsi que du manque de développement des outils de conception. En outre, le collage nécessite quelques précautions, par exemple la vérification

de la tenue en température de la colle et la préparation spécifique des surfaces selon la nature des matériaux. Dans le cadre de cette étude nous avons modélisé le comportement mécanique de colles jusqu'à rupture et nous avons développé un outil numérique pour déterminer la rupture de la structure collée étudiée.



**Figure 1-6** Les parties vitrées fixes de la Peugeot 208 sont collées sur la carrosserie par des robots agissant avec grande précision [Dossier PSA Peugeot].





## **PARTIE I**

### **ETUDE EXPERIMENTALE**



## **CHAPITRE 2**

### **PRESENTATION DES MATERIAUX DE L'ETUDE**

#### **2.1 Les matériaux du projet DEMOS**

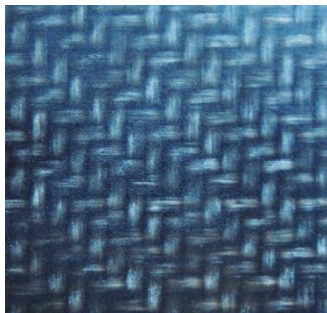
Afin d'atteindre l'objectif fixé par la commission européenne, objectif d'allègement mentionné dans le chapitre précédent, les matériaux composites ont été introduits dans les sièges automobiles. On utilise une structure multi-matériaux, métal/composite, qui est plus légère et qui garde les fonctions et la sécurité du siège automobile classique. La partie envisagée du siège est son assise, qui se compose du flasque en composite à fibres continues surmoulée dans un second temps avec un composite à fibres courtes, et de la bielle en composite à fibres courtes. Ces composants sont en mesure d'être fabriqués en grande série.

Dans le cadre des composites adoptés pour ce projet, nous nous sommes focalisés sur l'utilisation de composites thermoplastiques. L'un des avantages des matériaux thermoplastiques est la potentialité de recyclage. Cette potentialité est particulièrement importante dans le domaine automobile où des normes sévères sont imposées pour le caractère recyclable des matériaux utilisés. Pour respecter la contrainte de coût, les fibres de verre ont été adoptées pour renforcer la résine thermoplastique. Le matériau utilisé est un composite léger, performant et recyclable. Le composite à fibres continues adopté, est le composite textile « Bond Laminates TEPEX dynalite 102-RG600(x)/45% Roving Glass – PA 6 ». Le composite à fibres courtes est une résine thermoplastique PA66 renforcée par fibres courtes de verre. Les caractéristiques de ces deux composites sont présentées dans les sections qui suivent. Les propriétés des deux adhésifs « SikaPower 4588 » et « Jacret Aderis 8641 », utilisés pour le collage structurel des sièges automobiles de l'étude, sont aussi décrites.

#### **2.2 Composite tissé « TEPEX 102 »**

Le matériau composite « Bond Laminates TEPEX dynalite 102-RG600(x)/45% Roving Glass – PA 6 », composite tissé, est fabriqué par la société Bond Laminates, dans la gamme « TEPEX dynalite » c'est un composite thermoplastique à fibres continues. Cette gamme est destinée en particulier pour les secteurs industries, automobiles et produits de sport à cause de sa capacité

d'absorption d'énergie. La résine thermoplastique du TEPEX 102 est un polyamide 6 (PA6), renforcée par des tissus de verre avec une fraction volumique de 45%.



**Figure 2-1** Bond Laminates TEPEX dynalite 102-RG600(x)/45% Roving Glass – PA 6.

### 2.2.1 Fibres – Fibres de verre de type E

La fibre de verre est largement utilisée dans les matériaux composites grâce à des procédés de fabrication assez simples. L'avantage de cette fibre est une bonne performance avec le coût compétitif. Elle est composée de silice, alumine, chaux, magnésie, etc. qui donnent lieu à différents types de fibre de verre. Dans la pratique, les fibres de verre de type E sont le plus couramment utilisées dans plus de 95% des composites, tandis que les autres verres sont réservés à des applications spécifiques, résumés dans le Tableau 2-1.

Les propriétés mécaniques des fibres de verre sont généralement référées à celles mesurées sur monofilaments prélevés à la sortie de la filière comme indiquée dans le Tableau 2-2. Ces valeurs initiales peuvent être réduites suite au procédé d'ensimage qui vise à améliorer la cohésion entre les filaments, à protéger les filaments contre l'abrasion, etc.

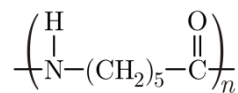
**Tableau 2-1** Différents types de fibres de de verre.

Type	Caractéristiques générales
E	Usage général ; bonne isolation électrique
D	Hautes propriétés diélectriques ; pour la construction de matériel électronique de télécommunications
A	Haute tenue en alcali
C	Résistance aux agents chimiques ; pour les couches superficielles des structures
S	Haute résistance mécanique
R	Haute résistance mécanique ; pour applications aérospatiales, aéronautiques
AR	Résistance en milieu basique
E-CR	Usage en milieu acide

**Tableau 2-2** Propriétés physiques et mécaniques des fibres de verre de type E [Berthelot, 2012].

Propriétés physiques et mécaniques	Verre E
Masse volumique (kg/m <sup>3</sup> )	2600
Module d'Young (GPa)	73
Contrainte à la rupture (MPa)	3400
Déformation à la rupture (%)	4,4
Coefficient de Poisson	0,22

### 2.2.2 Matrice – résine thermoplastique polyamide 6

**Figure 2-2** Formule chimique du polyamide 6 (PA6).

Le polyamide 6, aussi appelé le nylon 6 (le nylon est le nom commercial du polyamide sur le marché américain), est un thermoplastique semi-cristallin. L'avantage principal des thermoplastiques par rapport aux thermodurcissables est de pouvoir les remettre en œuvre par fusion. Il se traduit par sa potentialité de recyclage qui est importante et incontournable de nos jours. De plus, dans le secteur automobile, un autre avantage des thermoplastiques est leur flexibilité supérieure aux thermodurcissables qui amène une meilleure résistance aux chocs et une meilleure résistance après impact aux composites thermoplastiques. La comparaison entre thermoplastiques et thermodurcissables est résumée dans le Tableau 2-3.

**Tableau 2-3** Quelques avantages et inconvénients des résines thermoplastiques et des résines thermodurcissables.

Thermoplastiques	Thermodurcissables
<u>Avantages :</u> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Potentialité de recyclage</li> <li>• Tenue aux chocs</li> <li>• Possibilité de formage à chaude</li> <li>• Absence d'émission de COV* au cours de la mise en œuvre</li> </ul> <u>Inconvénients :</u> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Température de mise en œuvre</li> <li>• Coût</li> <li>• Choix limité de résines disponibles à l'échelle industrielle</li> </ul>	<u>Avantages :</u> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Facilité de mise en œuvre</li> <li>• Coût</li> <li>• Durabilité</li> </ul> <u>Inconvénients :</u> <ul style="list-style-type: none"> <li>• Fragile</li> <li>• Temps de cycle long</li> <li>• Assemblages par collage délicats</li> <li>• Emission de COV au cours de la mise en œuvre</li> </ul>

\* COV = Composés Organiques Volatils.

Particulièrement, le polyamide 6 montre une bonne résistance aux chocs et à l'abrasion ainsi qu'une bonne tenue en fatigue. Il possède également un faible coefficient de frottement, et conserve ces excellentes propriétés sur une large gamme de températures (-50 à 170°C). Sachant que le module d'élasticité d'un thermoplastique semi-cristallin diminue considérablement dès que sa température dépasse la température de transition vitreuse. Les propriétés mécaniques sont exposées dans le Tableau 2-4.

**Tableau 2-4** Propriétés physiques et mécaniques du polyamide 6 à température ambiante. Résultats en traction quasi-statique (au taux de déformation de 0.002 s<sup>-1</sup>) [Phongphinitana, 2014].

Propriétés physiques et mécaniques du polyamide 6	
Masse volumique (kg/m <sup>3</sup> )	1130
Module d'Young (GPa)	1,2 – 3,4
Contrainte à la rupture (MPa)	40
Déformation à la rupture (%)	300
Température de transition vitreuse (°C)	48

Par ailleurs, le polyamide 6 présente une bonne résistance à différentes substances chimiques telles que les huiles et les graisses, même à des températures élevées, ce qui permet son utilisation dans le domaine des transports. Malgré les bonnes propriétés physiques et chimiques, il peut être dégradé, par l'action de certaines substances chimiques (eau, acide, amine), par l'action des rayonnements UV et de la chaleur. La dégradation la plus importante est le vieillissement hydrolytique. Ce vieillissement concerne particulièrement les polymères contenant des hétéro-atomes (azote ou oxygène), cas du polyamide 6 [Verdu, 1985].

### 2.2.3 Architecture – composite tissé en sergé 2/2

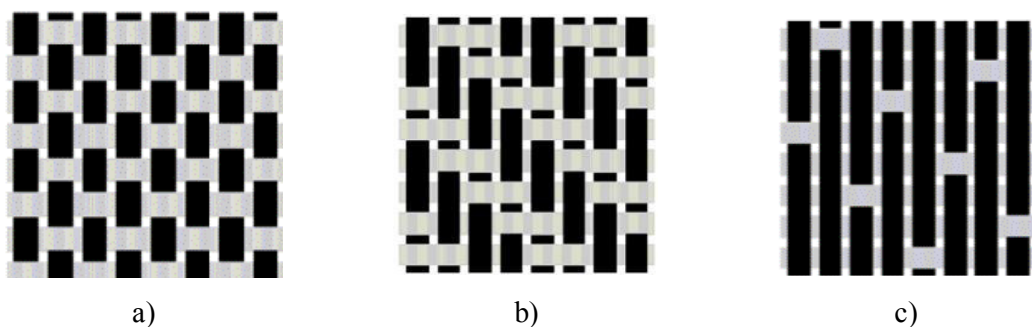
Le TEPEX 102 est un composite à renforts tissés, renforts largement utilisés parmi les renforts à fibres continues. Il possède généralement des avantages par rapport au composite stratifié unidirectionnel tels que :

- une meilleure résistance au délaminage et à l'impact [Nimdum, 2009].
- une amélioration de stabilité en température et de propriétés mécaniques hors des plans de stratification [Nicoletto et Riva, 2004], [Kelkar et al., 2006], [Alif et al., 1998].
- la possibilité de concevoir un matériau adapté aux sollicitations structurales en optimisant la conception du renfort et de la matrice [Wu, 2009].

- une manipulation aisée. Elle se traduit par la possibilité de concevoir directement des préformes à la forme de l'objet final afin d'éviter en grande partie les jonctions [Brent Strong et Beckwith, 1997].

Dans la terminologie du tissage de textile, l'armure désigne le mode d'entrecroisement entre des fils de chaîne (les fils positionnés dans le sens de la longueur de tissu) et des fils de trame (les fils perpendiculaires aux fils de chaîne). Il en existe principalement 3 grandes familles qui donnent des caractéristiques et des applications différentes :

- Taffetas – aussi appelé toile, est l'armure la plus simple où les fils de trame passe alternativement dessus puis dessous chaque mèche de chaîne (Figure 2-3a). L'armure taffetas est plate et relativement rigide grâce à la densité de l'entrecroisement. C'est la raison pour laquelle les tissus taffetas possèdent une bonne stabilité dimensionnelle mais se drapent mal.
- Sergé n/m – Le fil de trame passe au-dessus de m fils de chaîne, chacun passant à son tour sur n fils de trame (sergé 2/2 est présenté dans la Figure 2-3b). Les points de liage successifs forment une diagonale. Cette armure est beaucoup plus flexible par rapport à l'armure taffetas avec le même nombre de fils car il y a moins de contact entre le fil de trame et le fil de chaîne. Par conséquent, elle est facile à draper et aussi conserve de bonnes propriétés mécaniques.
- Satin de n – est un tissu très flexible et facile à draper. Chaque fil de trame flotte au-dessus de n-1 fils de chaîne (Figure 2-3c pour le satin de 8). Les points de liage ne sont pas consécutifs et ne forment pas une diagonale. L'armure satin est facile à draper et offre la meilleure rigidité dans le stratifié.



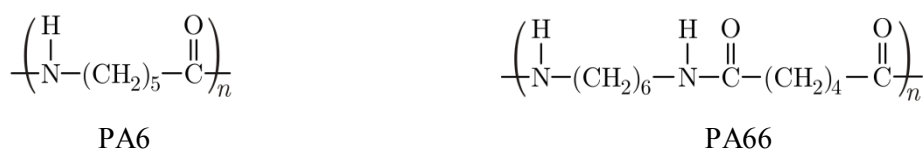
**Figure 2-3** Armures des renforts de tissu a) taffetas, b) sergé 2/2 et c) satin de 8.

Le TEPEX 102 est un composite tissé avec l'armure sergé 2/2 qui fournit la possibilité de drapage plus facile que le taffetas et une meilleure stabilité dimensionnelle que le satin. Il nous permet de réaliser des pièces composites avec une géométrie plus complexe pour le siège automobile.



### 2.3 Composite injecté « PA66 GF50 »

Le PA66 GF50 est un thermoplastique polyamide 66 (PA66) renforcé par des fibres courtes de verre, à 50% en masse, afin d'améliorer les propriétés mécaniques du PA66. Il est mis en forme par le procédé d'injection qui est bien adapté à la production en grande série et permet de fabriquer des pièces de géométrie complexe. Ce type de matériau est de plus en plus utilisé dans de nombreux domaines grâce à ses bonnes propriétés mécaniques et sa facilité de mise en forme avec un coût modéré. Le PA66 est un thermoplastique semi-cristallin comme le PA6, où les numéros 6 et 66 indiquent le nombre d'atomes de carbone dans les monomères. Notons que le numéro 66, contraction du « 6,6 », implique qu'il y a 12 atomes de carbone dans les monomères (comme présenté dans la Figure 2-4). L'utilisation de résine thermoplastique offre de nombreux avantages, mentionnés dans le cas du PA6 (section 2.2.2), et en particulier le PA66 utilisé, matière à injecter, possède des caractéristiques assez proches de celles du PA6. Le Tableau 2-5 résume les principales différences entre le PA66 et le PA6.

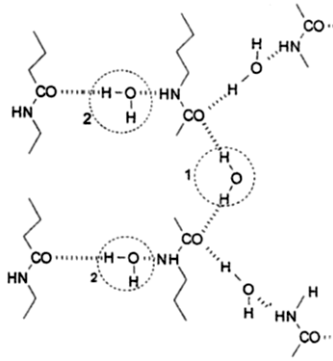


**Figure 2-4** Comparaison de formules chimiques des PA6 et PA66.

**Tableau 2-5** Principales différences entre le PA66 et le PA6.

PA66	PA6
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Rigidité plus élevée</li> <li>• Résistance aux températures plus élevée</li> <li>• Résistance à l'abrasion plus élevée</li> <li>• Résistance à l'hydrolyse plus élevée</li> <li>• Absorption d'eau plus faible</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Rigidité moins élevée</li> <li>• Résistance aux chocs plus élevée</li> <li>• Meilleure mise en œuvre</li> <li>• Gauchissement moins important</li> <li>• Qualité de surface plus élevée</li> <li>• Prix inférieur</li> </ul>

Les polyamides possédant des fonctions amides le long de leurs chaînes carbonées sont fortement sensibles à l'humidité, comme déjà évoqué en 2.2.2. Lorsqu'ils sont exposés à un milieu humide, ils peuvent absorber jusqu'à 8,5% d'eau en masse et leurs propriétés mécaniques sont affectées. La présence des molécules d'eau dans le réseau macromoléculaire (Figure 2-5) donne lieu à un comportement de type plastique : augmentation de l'allongement à rupture, diminutions de la contrainte à rupture et de la limite d'élasticité, Tableau 2-6. Remarquons que, sans vieillissement thermique, il est possible de sécher un matériau et de revenir vers les caractéristiques du matériau sec.



**Figure 2-5** Absorption d'eau par le réseau moléculaire d'un polyamide [Puffer et Sebanda, 1967].

**Tableau 2-6** Propriétés mécaniques du PA66 à 23°C, sec et avec 50% HR [Launay, 2011].

Propriétés mécaniques	A l'état sec	A 50% HR
Module d'Young (GPa)	3,06	1,99
Limite d'élasticité (MPa)	82	53
Déformation à la rupture (%)	25	>50

L'autre type de dégradation de ce matériau est le vieillissement. Pour les applications automobiles, où les polymères sont exposés à l'air, le vieillissement thermo-oxydatif activé par la température, est le mode le plus courant. Il s'agit de la réaction des molécules d'oxygène avec le réseau macromoléculaire amorphe et perméable [Gijmsa, 2008]. Ce mécanisme de dégradation se traduit par une diminution de la température de transition vitreuse ainsi qu'une chute de l'allongement à rupture. Plus particulièrement, le PA66 renforcé par fibres courtes de verre à 33% en masse, qui est proche du matériau de l'étude, subit un vieillissement dans la gamme de température 100°C – 150°C [Lyons, 1998]. Un autre mode de vieillissement à envisager est le vieillissement hygrothermique qui est aussi activé par la température. Ce mode de vieillissement est considéré irréversible en raison des coupures permanentes de chaînes macromoléculaires par hydrolyse et entraîne des dégradations semblables à la thermo-oxydation [Foulc et al., 2005] : diminution de l'allongement à rupture, de la raideur et de la contrainte à rupture. Par ailleurs, dans le cas des composites, il se manifeste également par la dégradation des propriétés inter faciales entre les fibres et la matrice [Benveniste et al., 1991]. Dans cette étude, nous nous concentrons sur la structure d'un siège automobile, où la condition environnementale n'est pas sévère. De plus, les études prenant en compte le vieillissement sont très longues. Nous avons donc travaillé sur un matériau dont l'humidité est contrôlée en le mettant dans l'étuve à 50°C avec gel de silice pendant une semaine.

Pour les composites injectés renforcés par fibres courtes, afin d'obtenir un renforcement effectif en terme du transfert de charge à partir du composite vers une fibre ([Cox, 1952], [Piggot, 1980], [Bergeret et Krawczak, 2006]), il faut garder impérativement une longueur minimale des fibres

située au-dessus de la longueur critique [Kelly et Tyson, 1965a et 1965b]. Cette caractéristique affecte le mode de rupture du composite. Lorsque la longueur des fibres est sous-critique, elle n'apporte plus de renforcement efficace et la rupture du composite se produit par cisaillement de l'interface ou de la matrice. Dans le cas où la longueur des fibres est sur-critique, la charge subie par le composite est transférée à une fibre dans le sens de l'axe de la fibre et la rupture se fait par rupture des fibres. C'est-à-dire que les fibres qui ont une longueur supérieure à cette longueur critique contribuent effectivement à la résistance du composite injecté.

## 2.4 Adhésifs « SikaPower 4588 » et « Aderis 8641 »

Le SikaPower 4588 et l'Aderis 8641 sont des adhésifs performants conçus pour le collage structural, notamment dans l'industrie automobile. Ces deux adhésifs font également l'objet de l'étude, en tant que constituant qui peut être déformé et endommagé lors d'un transfert des efforts. Ils sont de nature différente et par conséquent possèdent des caractéristiques différentes.

### 2.4.1 SikaPower 4588

Le SikaPower 4588 est un adhésif de la gamme SikaPower, qui combine la ténacité des polyuréthanes, la flexibilité et l'allongement des élastomères ainsi que les performances mécaniques et le spectre d'adhésion exceptionnels des époxydes. Il s'agit d'un adhésif mono-composant qui est facile à mettre en œuvre, manuellement ou automatiquement. Contrairement à la colle Aderis, la polymérisation de cette colle s'effectue uniquement à haute température (160 à 220 °C). Il est préconisé pour le collage structural des métaux de nature différente même gras et largement utilisé dans le secteur automobile. La mise en œuvre se fait souvent en combinaison avec du rivetage, de la soudure par point et du clichage permettant de maintenir les pièces jusqu'à la polymérisation complète. Les propriétés générales sont résumées dans le tableau ci-dessous.

**Tableau 2-7** Propriétés de l'adhésif SikaPower 4588.

Propriétés de l'adhésif SikaPower 4588	
Résistance au pelage (N/mm)	9
Résistance au cisaillement (MPa)	18 à 24
Allongement à la rupture (%)	8
Température de transition vitreuse (°C)	105

### 2.4.2 Aderis 8641

L'Aderis 8641 est un adhésif méthacrylate polymérisant à température ambiante, et bi-composant à utiliser avec le durcisseur Aderis 1107. Cet adhésif conçu pour le collage structural des

métaux, des thermoplastiques et des composites, est largement utilisé dans l'industrie automobile. Il possède une haute résistance à l'impact et une résistance aux produits chimiques sur une large plage de température. La polymérisation peut être réalisée à la température ambiante ou à haute température (170°C). Le Tableau 2-8 présente les propriétés du mélange d'Aderis 8641 et Aderis 1107 (10:1) après polymérisation à la température ambiante.

**Tableau 2-8** Propriétés de l'adhésif Aderis 8641 avec durcisseur Aderis 1107 à la température de 21°C.

Propriétés de l'adhésif Aderis 8641/1107	
Résistance au pelage (N/mm)	15 à 20
Résistance au cisaillement (MPa)	16 à 21
Allongement à la rupture (%)	25 à 60
Température d'utilisation (°C)	-40 à 150



## CHAPITRE 3

### CARACTERISATIONS MECANIQUES

#### 3.1 Introduction

Ce chapitre est consacré aux caractérisations mécaniques des matériaux de l'étude afin de connaître leur comportement mécanique et de le décrire par la meilleure loi de comportement. Ainsi, les modules de l'ingénieur (modules d'Young, coefficients de Poisson et modules de cisaillement), représentant le comportement élastique du matériau, et les contraintes à rupture sont déterminés à partir des essais expérimentaux. De manière générale, on impose un champ de contrainte connu et on mesure le champ de déformation. En outre, le comportement inélastique pour certains matériaux peut être étudié et caractérisé également à partir de ces essais. Ces données nous serviront dans les calculs numériques de structures et permettront par la suite de prédire la rupture.

#### 3.2 Caractérisation mécanique du composite tissé « TEPEX 102 »

Le composite TEPEX 102 est un composite tissé constitué de 4 couches de tissu en sergé 2/2 qui possède 3 plans de symétrie orthogonaux deux à deux, et se comporte comme un matériau orthotrope dans le domaine élastique. Les 3 directions principales de ce composite sont la direction chaîne, la direction trame et la direction orthogonale au plan de la couche. Son comportement élastique peut être décrit par la loi de Hooke qui s'écrit sous les 2 formes matricielles suivantes en notations de Voigt :

Avec les constantes de rigidité  $C_{ij}$ ,

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & 0 & 0 & 0 \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & 0 & 0 & 0 \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & C_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & C_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (3-1)$$

Ou avec les constantes de souplesse  $S_{ij}$ ,

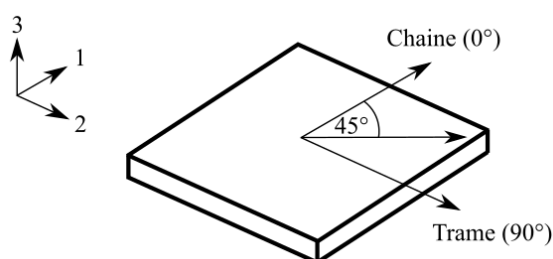
$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{13} & 0 & 0 & 0 \\ S_{21} & S_{22} & S_{23} & 0 & 0 & 0 \\ S_{31} & S_{32} & S_{33} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & S_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & S_{55} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (3-2)$$

D'après la loi de Hooke, les 9 constantes de rigidité ou de souplesse sont nécessaires pour décrire le comportement élastique d'un matériau orthotrope. En utilisation usuelle, les modules de l'ingénieur liés à ces 9 constantes sont plus pratiques, étant directement déterminés à partir des essais expérimentaux. En introduisant les modules de l'ingénieur la relation (3-2) devient (3-3).

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{12}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{13}}{E_{11}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{21}}{E_{11}} & \frac{1}{E_{22}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{31}}{E_{11}} & -\frac{\nu_{32}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{33}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{23}} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{13}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (3-3)$$

Pour caractériser le comportement du TEPEX 102, nous avons réalisé des essais de traction, de compression, de flexion et des essais ARCAN-MINES qui nous permettent de déterminer aussi bien des modules que des contraintes à rupture.

### 3.2.1 Essais de traction sur TEPEX 102



**Figure 3-1** Repère du matériau indiquant les directions de chaîne, de trame et la direction hors plan.

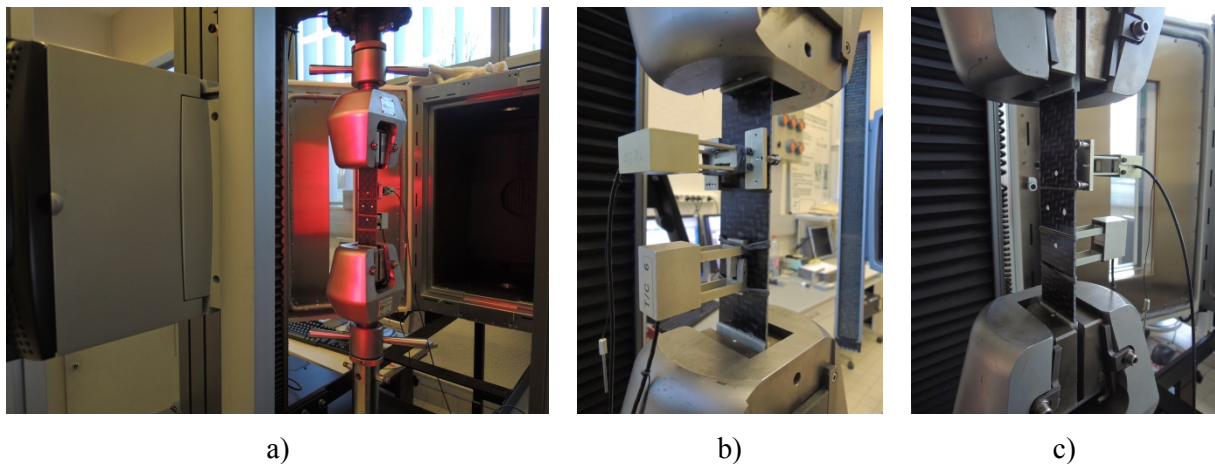
Les essais de traction ont été réalisés dans les directions 0°, 90°, 45° (Figure 3-1) afin de caractériser le comportement mécanique dans le plan du TEPEX 102, y compris les modules de traction dans les directions chaîne et trame, le coefficient de Poisson dans le plan ainsi que le module de cisaillement dans le plan. Pour cela, les essais dans la direction de chaîne (0°) et dans la direction de trame (90°) nous permettent de déterminer les modules de traction  $E_{11}$ ,  $E_{22}$ , respectivement, et le coefficient de Poisson  $\nu_{12}$ . Les essais de traction hors axes ont été effectués à 45° pour mesurer le

module de cisaillement  $G_{12}$ . De plus, ces essais de traction nous permettent également de déterminer les contraintes à rupture correspondantes ( $\sigma_{R,11}$ ,  $\sigma_{R,22}$ ,  $\tau_{R,12}$ ).

Ces essais de traction ont été effectués en respectant la norme ASTM D3039, qui est la méthode recommandée pour déterminer les propriétés en traction des composites avec la matrice en polymère. Le moyen d'essai ainsi que les résultats obtenus sont exposés dans les sous-sections suivantes.

#### a) Moyen d'essai

Les essais de traction quasi-statiques ont été réalisés à l'aide d'une machine INSTRON 5982 de capacité de 100 kN. C'est une machine universelle d'essai, qui permet de réaliser à la fois des essais de traction, compression, cisaillement, flexion, etc. Le pilotage d'un essai se fait en contrôle de vitesse de la traverse, (1 mm/min), jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Afin de mesurer les déformations d'une éprouvette, suivant le sens longitudinal et le sens transversal, sur les 2 faces, 2 techniques d'observation ont été adoptées. A savoir pour une face des extensomètres mécaniques et pour l'autre face une mesure de déformations sans contacts, avec l'extensomètre vidéo avancé (AVE : Advanced Video Extensometer), Figure 3-2a. Pour chaque essai, les éprouvettes ont été équipées de l'extensomètre longitudinal et de l'extensomètre transversal à l'aide d'élastiques (Figure 3-2b) sur une face et marquées sur l'autre face (Figure 3-2c) afin de suivre la déformation longitudinale et transversale par l'AVE. Le logiciel INSTRON Blue Hill a été utilisé pour enregistrer et exporter la charge et les déformations mesurées en fonction du temps.



**Figure 3-2** Dispositif expérimental : a) les 2 méthodes d'observation utilisées b) extensomètres longitudinal et transversal c) 4 points d'observation de l'AVE.

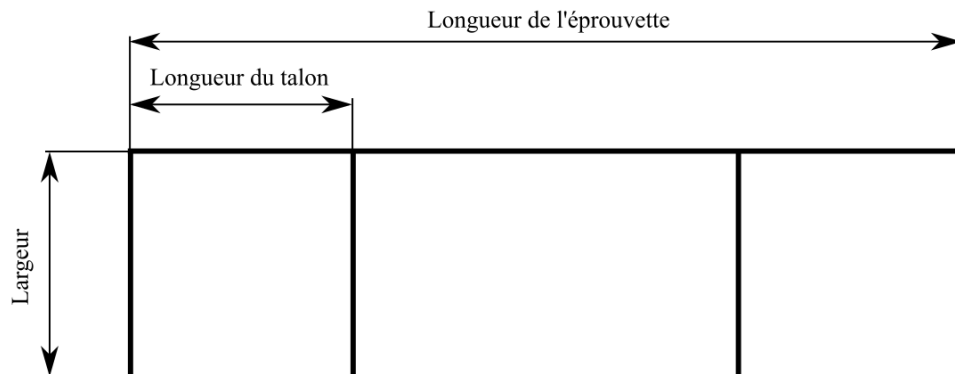
#### b) Eprouvettes

Une plaque composite TEPEX 102, fournie par le partenaire industriel, est constituée de 4 plis de tissus renforts, avec une épaisseur totale de 2 mm, (0,5 mm pour chacun des plis). A partir de cette plaque, les éprouvettes ont été découpées avec une meule diamant dans les directions  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$ .



Ceci pour caractériser le comportement anisotrope et inélastique du composite. La géométrie de l'éprouvette a été choisie selon la norme ASTM D3039 et possède au moins 2 VER (Volume Elémentaire Représentatif). En conséquence, les éprouvettes dans la direction 45° sont plus larges que celles dans le sens des fibres. Le Tableau 3-1 récapitule les géométries des éprouvettes pour les directions 0°, 90° et 45°.

**Tableau 3-1** Géométrie des éprouvettes à 0°, 90° et 45°.



Géométrie	Direction 0°	Direction 90°	Direction 45°
Longueur de l'éprouvette (mm)	200	200	200
Largeur (mm)	40	40	50
Epaisseur (mm)	2	0	2
Longueur du talon (mm)	50	50	50

Les éprouvettes droites ont été équipées de talons en verre-résine. Ceci afin d'éviter au niveau des têtes de l'éprouvette, les endommagements provenant du serrage des mâchoires de la machine d'essai. Les talons ont été collés en utilisant la colle époxy Araldite 2011 ; les surfaces à coller ont été polies et dégraissées pour une meilleure adhésion.

### c) Résultats des essais

Les essais de traction ont été réalisés dans les directions 0°, 90° et 45°, en enregistrant la charge, l'allongement longitudinal et transversal. Cela permet de calculer la charge unitaire  $R$  et les allongements relatifs  $e$  longitudinaux et transversaux. Aux faibles déformations, nous pouvons déduire la contrainte  $\sigma$  et les déformations  $\varepsilon$  longitudinales et transversales avec les relations suivantes :

$$\sigma = R = \frac{F}{S_0} \quad (3-4)$$

$$\varepsilon = e = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (3-5)$$

où  $F$  est la charge mesurée,  $S_0$  est la section droite initiale de l'éprouvette,  $\Delta l$  est l'allongement mesuré et  $l_0$  est la base de mesure de l'extensomètre. Les modules d'élasticité dans les sens de fibres  $E_{11}$ ,  $E_{22}$  ont été déterminés à partir des pentes moyennes des courbes contrainte-déformation des essais dans les directions  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , respectivement. Le coefficient de Poisson  $\nu_{12}$  a été déterminé par des essais de traction dans les sens des fibres à partir des déformations longitudinales et transversales mesurées. Les propriétés mécaniques en cisaillement peuvent être déterminées par des essais de traction dans la direction  $45^\circ$ . La contrainte à rupture en cisaillement  $\tau_{R,12}$  a été calculée en utilisant le cercle de MOHR, qui s'écrit dans ce cas :

$$\tau_{R,12} = \frac{\sigma_{R,45^\circ}}{2} \quad (3-6)$$

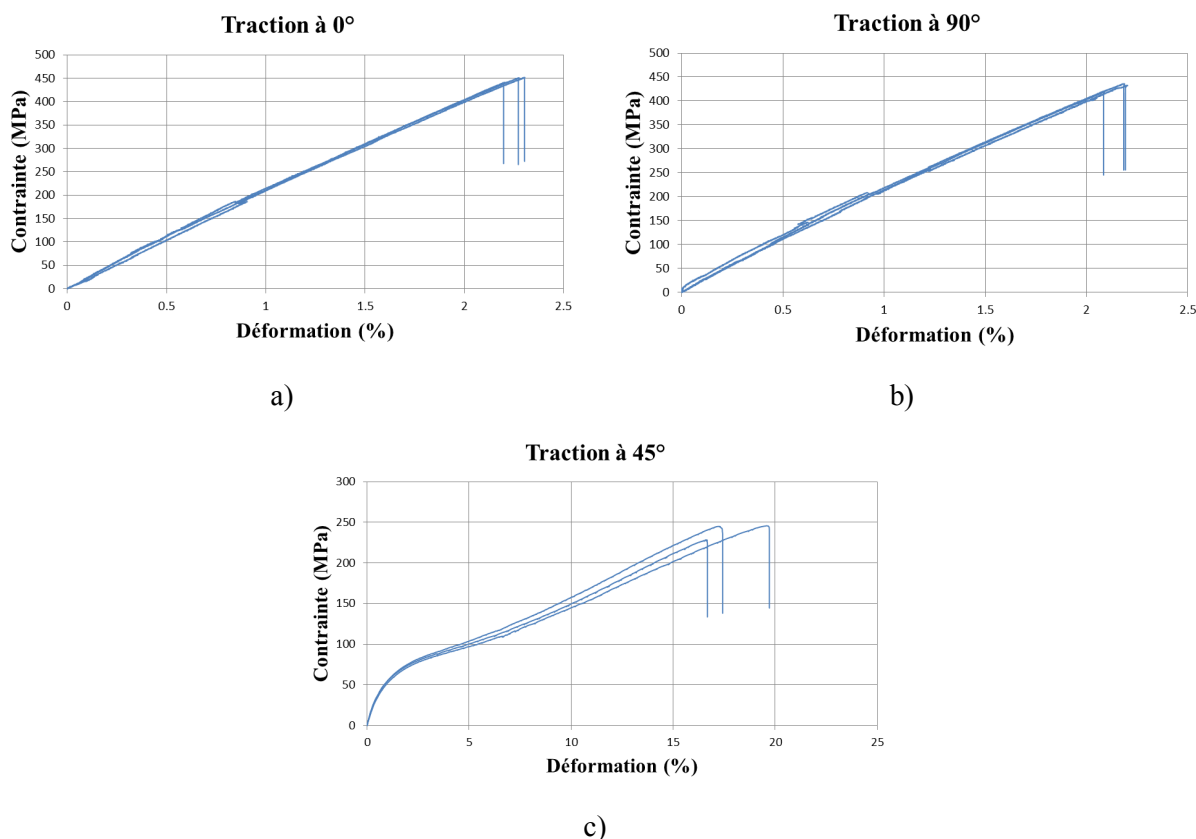
Pour déterminer le module de cisaillement  $G_{12}$ , le module d'Young dans la direction  $45^\circ$   $E_{45^\circ}$  a été déterminé par la pente moyenne des courbes contrainte-déformation. Le module  $E_{45^\circ}$  nous permet de déduire le module de cisaillement  $G_{12}$  selon l'expression suivante [Renard, 2005]:

$$\frac{1}{G_{12}} = \frac{4}{E_{45^\circ}} - \frac{1}{E_{11}} - \frac{1}{E_{22}} + 2 \frac{\nu_{12}}{E_{11}} \quad (3-7)$$

Les propriétés mécaniques mesurées sont indiquées dans le Tableau 3-2. Les courbes expérimentales contrainte-déformation pour chaque direction sont présentées sur la Figure 3-3 (3 essais par direction). A travers de ces essais nous pouvons bien constater la caractéristique générale du composite à renfort tissé qu'il se comporte linéairement dans les sens de fibres (directions  $0^\circ$  et  $90^\circ$ ) jusqu'à rupture, et qu'il possède le comportement inélastique dans le sens hors axes (direction  $45^\circ$ ) à cause de la réorientation des fibres vers la direction de la charge appliquée ainsi que la plasticité de la matrice.

**Tableau 3-2** Résultats des essais de traction sur composite TEPEX 102.

Propriétés mécaniques du composite TEPEX 102		
Contrainte à rupture (MPa)	$\sigma_{R,11}$	447,7
	$\sigma_{R,22}$	434,2
	$\tau_{R,12}$	119,8
Déformation à rupture (%)	$\varepsilon_{R,11}$	2,3
	$\varepsilon_{R,22}$	2,1
	$\gamma_{R,12}$	35,9
Module d'élasticité (GPa)	$E_{11}$	20,7
	$E_{22}$	22,1
	$G_{12}$	3,0
Coefficient de Poisson	$\nu_{12}$	0,07



**Figure 3-3** Courbes expérimentales, contrainte-déformation, des essais de traction sur le composite TEPEX 102 : a) direction  $0^\circ$ , b) direction  $90^\circ$  et c) direction  $45^\circ$ .

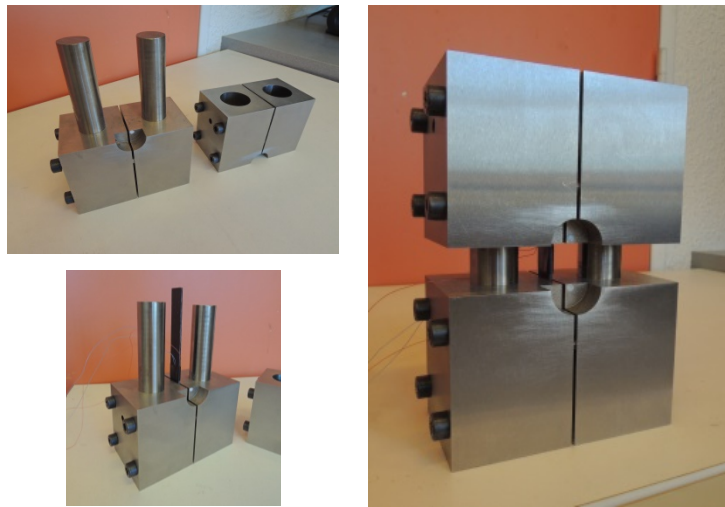
### 3.2.2 Essais de compression sur TEPEX 102

La caractérisation du comportement du composite TEPEX 102 en compression est nécessaire pour établir le critère de rupture. Les essais de compression sur le composite TEPEX 102 ont été réalisés seulement dans la direction de chaîne (direction  $0^\circ$ ), et nous avons supposé que les contraintes à rupture dans la direction de chaîne et dans la direction de trame sont identiques. Nous avons réalisé les essais de compression suivant la norme ASTM D6641 (norme utilisée pour déterminer les propriétés en compression des composites ayant une matrice polymère). Le moyen d'essai est détaillé ci-dessous.

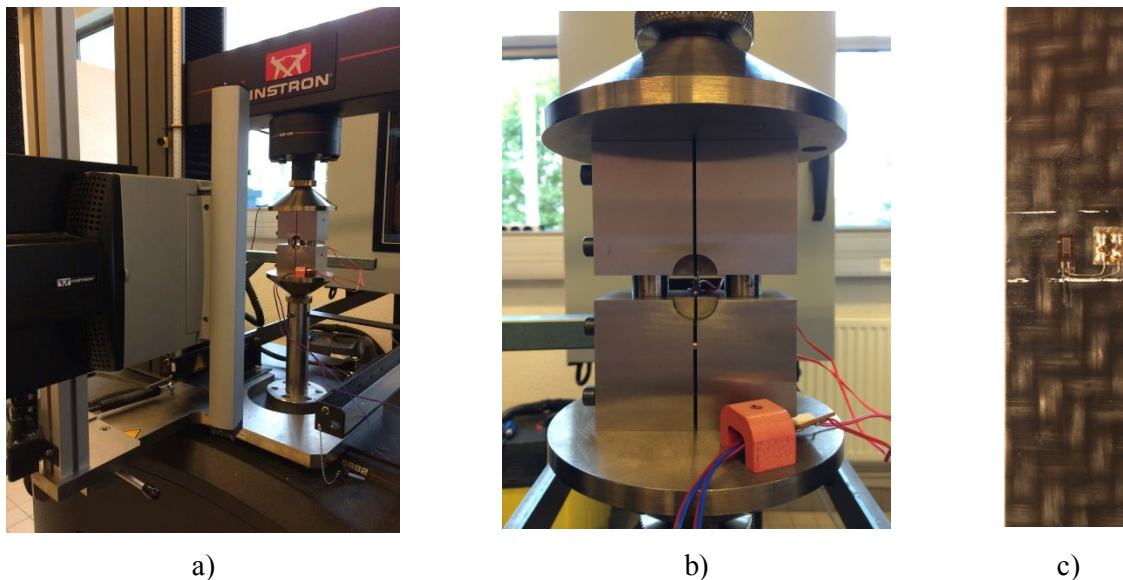
#### a) Moyen d'essai

Les essais de compression ont également été effectués sur la machine d'essai INSTRON 5982 avec le montage préconisé dans la norme ASTM D6641. Ce montage est présenté sur la Figure 3-4. Le pilotage de l'essai se fait en contrôle de vitesse de la traverse (1,3 mm/min), jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Lors de ces essais de compression nous avons aussi mesuré la déformation de l'éprouvette afin de déterminer le module d'élasticité en compression. Les 2 techniques d'observation utilisées étaient l'observation par l'AVE (Figure 3-5a) et l'utilisation de jauges de déformation. Une

jauges de déformation a été collée sur chaque face de l'éprouvette (Figure 3-5c) pour détecter une éventuelle flexion des éprouvettes. Le flambement a lieu en flexion si les déformations des 2 jauges évoluent en sens contraire.



**Figure 3-4** Montage d'essai de compression en acier, selon la norme ASTM D6641.

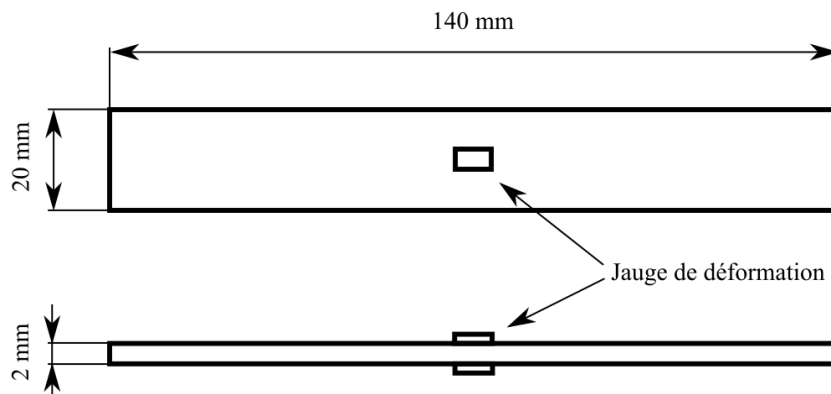


**Figure 3-5** Dispositif d'essai de compression. a) observation par l'AVE b) position d'éprouvette dans le montage selon ASTM D6641 c) jauge de déformation collée sur chaque face de l'éprouvette.

#### b) Eprouvettes

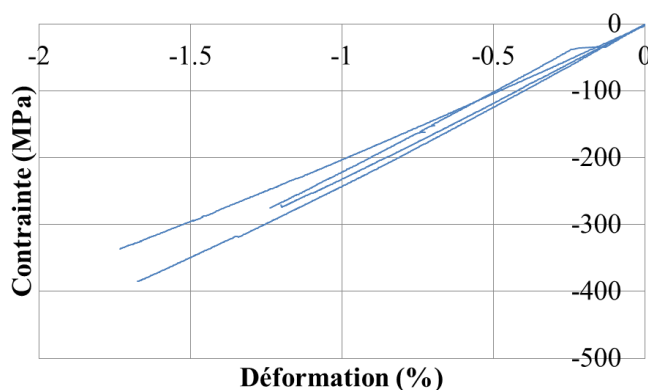
En accord avec la norme ASTM D6641, les éprouvettes rectangulaires ont été découpées à partir d'une plaque composite dans le sens de chaîne à l'aide d'une meule diamant, puis usinées pour garantir un bon parallélisme et une bonne perpendiculaire des faces entre elles. La longueur préconisée de l'éprouvette est de 140 mm et la largeur choisie est de 20 mm (la largeur d'une éprouvette est entre

13 mm et 30 mm selon la norme), pour posséder une largeur d'un VER, Figure 3-5c. Le dessin de l'éprouvette est exposé dans la Figure 3-6.



**Figure 3-6** Géométrie de l'éprouvette de compression, avec une jauge de déformation sur chaque face de l'éprouvette.

### c) Résultats des essais

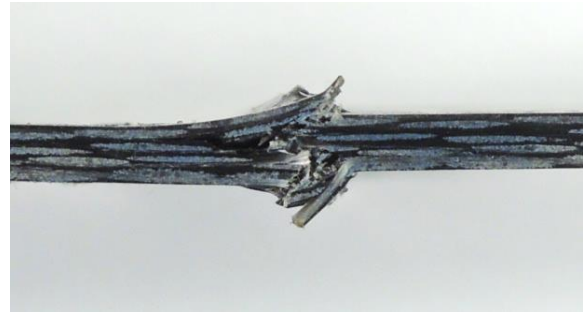


**Figure 3-7** Courbes expérimentales contrainte-déformation des essais de compression dans le sens de chaîne.

Les essais de compression selon la norme ASTM D6641 ont été réalisés dans le sens de chaîne du composite TEPEX 102 afin de déterminer la contrainte à rupture en compression ainsi que le module d'élasticité. L'allongement mesuré étant assez faible, la déformation mesurée par l'AVE contient des bruits importants. Nous n'avons donc utilisé que les données mesurées par les jauges de déformation. Lors des dépouillements des données enregistrées, nous avons obtenu des contraintes à rupture assez dispersées à cause de modes de rupture différents (Figure 3-7). Le flambement a eu lieu sur certaines éprouvettes avec une contrainte à rupture faible (Figure 3-8). La contrainte à rupture a été obtenue en moyennant les éprouvettes ne présentant pas de flambement et les résultats sont présentés dans le Tableau 3-3 avec le module d'élasticité en compression.



a) Contrainte à rupture environ 272 MPa



b) Contrainte à rupture environ 360 MPa

**Figure 3-8** Faciès de rupture des éprouvettes de compression  
a) avec flambement b) sans flambement.

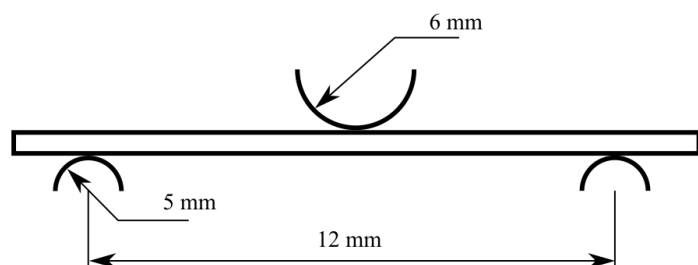
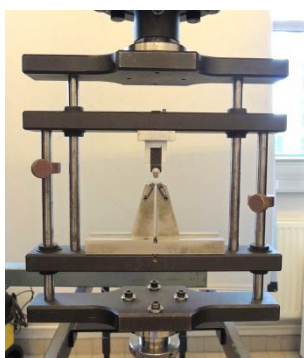
**Tableau 3-3** Résultats des essais de compression sur composite TEPEX 102.

Module d'élasticité	Contrainte à rupture	Déformation à rupture
23,2 GPa	360,9 MPa	1,70 %

### 3.2.3 Essais de flexion 3 points, à appuis rapprochés, sur TEPEX 102

Les essais de flexion, sur appuis rapprochés, ont été effectués afin de mesurer les modules de cisaillement  $G_{13}$  et  $G_{23}$  et les contraintes à rupture en cisaillement inter laminaire hors plan du composite TEPEX 102. Cela nous permet de compléter la matrice de rigidité et d'établir le critère de rupture. Dans ce travail de thèse, nous avons réalisé ces essais de flexion selon la norme NF EN ISO 14130, qui a pour déterminer la résistance au cisaillement inter laminaire apparent par essai de flexion sur appuis des composites plastiques renforcés de fibres. Cette méthode est applicable aux matériaux composites renforcés de fibres à matrices thermoplastiques et thermodurcissables.

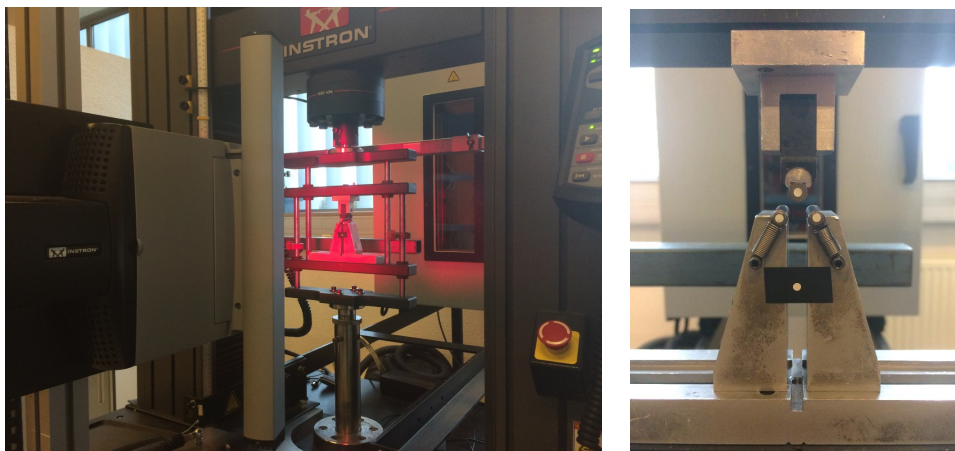
#### a) Moyen d'essais



**Figure 3-9** Montage d'essai de flexion 3 points, appuis rapprochés.

Les essais de flexion 3 points ont été réalisés sur la machine d'essai INSTRON 5982 à l'aide du montage spécifique présenté sur la Figure 3-9, dont la distance entre les appuis fixes est de 12 mm, soit six fois l'épaisseur de l'éprouvette. Le pilotage de l'essai a été fait en contrôle de vitesse de la

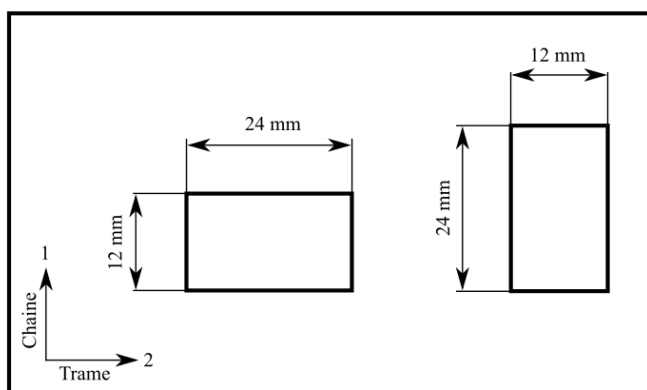
traverse (1 mm/min), jusqu'à rupture de l'éprouvette. Pour mesurer la flèche  $f_c$  au centre de l'éprouvette, l'AVE a été utilisée pour suivre les marques blanches du montage d'essai.



**Figure 3-10** La flèche au centre de l'éprouvette a été mesurée avec l'AVE.

b) Eprouvettes

Les éprouvettes ont été découpées à partir d'une plaque composite dans les sens chaîne et trame, afin de déterminer les modules de cisaillement et les contraintes à rupture en cisaillement hors plan dans les 2 sens. La géométrie de l'éprouvette est présentée sur la Figure 3-11.



**Figure 3-11** Géométrie de l'éprouvette de flexion découpée à partir d'une plaque dans les 2 sens de fibres.

c) Résultats des essais

Les essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés ont été réalisés sur le composite TEPEX 102, dont la charge mesurée est présentée en fonction de la flèche pour les sens chaîne et trame du composite. Le rapport d'élanement étant faible (distance entre appuis  $L$  / largeur de l'éprouvette  $b$ ), la contribution des contraintes de cisaillement n'est plus négligeable. La flèche  $f_c$  au centre de l'éprouvette est fonction de la charge appliquée  $F$  et des modules de traction  $E$  et de cisaillement  $G$ .

Cela nous permet de déduire le module de cisaillement  $G$  en utilisant l'expression suivante [Renard, 2005] :

$$f_c = \frac{FL^3}{48EI_0} + \frac{FL}{4GS_{r0}} \quad (3-8)$$

Où  $I_0$  est le moment d'inertie et  $S_{r0}$  est la section réduite d'effort tranchant, définis pour une section rectangulaire par :

$$I_0 = \frac{bh^3}{12} \quad (3-9)$$

$$S_{r0} = \frac{5bh}{6} \quad (3-10)$$

avec  $h$  l'épaisseur de l'éprouvette. Donc, la relation (3-8) devient :

$$G_{13} = \frac{6h^2}{5L^2 \left[ \frac{4bh^3}{L^3} \frac{f_c}{F} - \frac{1}{E_{11}} \right]} \quad (3-11)$$

$$G_{23} = \frac{6h^2}{5L^2 \left[ \frac{4bh^3}{L^3} \frac{f_c}{F} - \frac{1}{E_{22}} \right]} \quad (3-12)$$

Où le rapport  $f_c/F$  est l'inverse de la pente dans la partie élastique des courbes expérimentales force-flèche présentées dans la Figure 3-12. Les modules de traction  $E_{11}$  et  $E_{22}$  sont les modules d'Young déterminés en traction. D'après la théorie des poutres, selon la norme NF EN ISO 14130, nous pouvons déduire la contrainte normale et la contrainte en cisaillement à l'aide des expressions suivantes :

$$\sigma_{nor} = \frac{3}{2} \cdot \frac{FL}{bh^2} \quad (3-13)$$

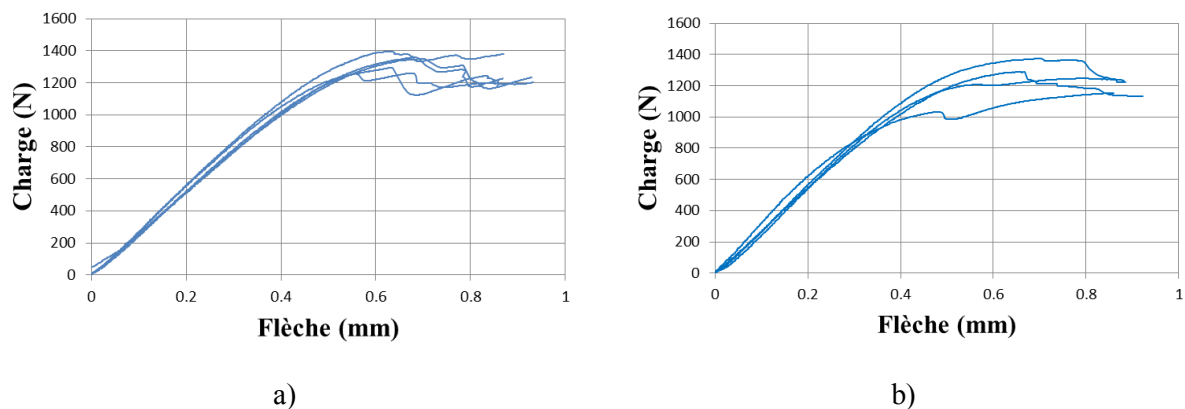
$$\tau_R = \frac{3}{4} \cdot \frac{F}{bh} \quad (3-14)$$

Les modules de cisaillement et les contraintes à rupture ont été déterminés avec les relations (3-11) à (3-14) et sont exposés dans le Tableau 3-4.

**Tableau 3-4** Résultats des essais de flexion 3 points sur composite TEPEX 102.

Propriétés mécaniques	Sens chaîne	Sens trame
Module de cisaillement (GPa)	$G_{13} = 1,6$	$G_{23} = 1,7$
Contrainte normale à rupture (MPa)	$\sigma_{nor,13} = 545,2$	$\sigma_{nor,23} = 509,5$
Contrainte de cisaillement à rupture (MPa)	$\tau_{R,13} = 43,3$	$\tau_{R,23} = 41,2$



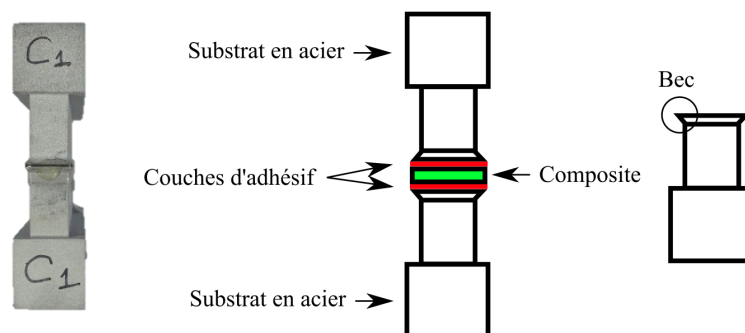


**Figure 3-12** Résultats des essais de flexion 3 points sur appuis rapprochés  
a) sens chaîne b) sens trame.

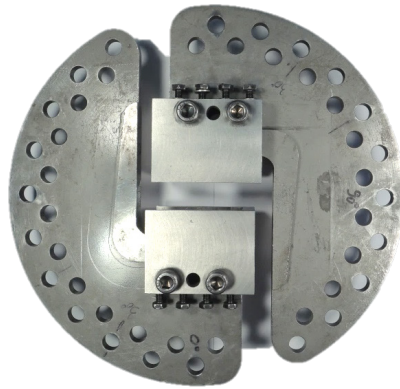
### 3.2.4 Essais ARCAN-MINES sur TEPEX 102

Afin de caractériser le comportement du composite TEPEX 102, des essais ARCAN-MINES ont été effectués afin de mesurer le module d'Young et la contrainte à rupture suivant la direction normale au plan du composite. Il s'agit d'un essai de traction triaxiale sur un montage spécifique, proposé dans un premier temps par Arcan [Arcan et al, 1978], [Voloshin et al., 1980] et [Voloshin et al., 1984]. En 1988, ce montage a été modifié et utilisé pour des films d'adhésifs [Arcan et Weissberg, 1988]. Par contre, ce montage confère des singularités au champ de contrainte interfacial près des bords libres. Ces singularités dépendent de la géométrie du joint et des propriétés élastiques des 2 matériaux [Dundurs, 1969]. Le travail de Leguillon et Sanchez-Palancia [Leguillon et Sanchez-Palancia, 1987] montre que l'utilisation de becs (Figure 3-13) peut éliminer les singularités dues aux effets de bord.

En 2005, Cognard et al [Cognard et al., 2005] ont proposé un montage modifié basé sur le dispositif Arcan pour caractériser les assemblages collés. La modification porte sur la géométrie des éprouvettes et sur le système d'accrochage. Récemment, plusieurs auteurs ont fait évoluer le montage afin d'étudier le comportement intrinsèque d'un adhésif situé entre 2 substrats [Joannès, 2007], [Mario, 2007] et [Leroy, 2011].



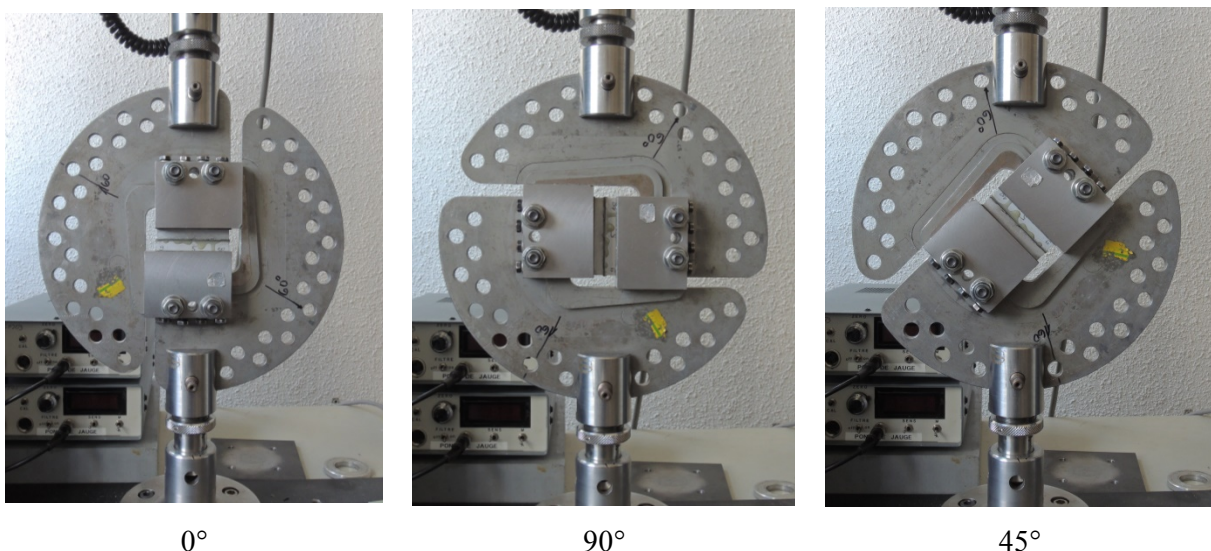
**Figure 3-13** Structure hybride de l'éprouvette ARCAN-MINES.



**Figure 3-14** Montage d'essai ARCAN-MINES.

a) Moyen d'essai

Les essais de traction ont été réalisés sur le montage expérimental composé de 2 demi-disques en acier (Figure 3-14), reliés l'un à l'autre par l'éprouvette (Figure 3-13). Cette éprouvette est constituée de 2 substrats en acier reliés par l'échantillon à caractériser. Dans notre cas, l'échantillon en composite a été placé au milieu des 2 substrats en acier et collé par de la colle structurale SikaPower-4588. L'échantillon testé est une structure hybride collée, présentée sur la Figure 3-13. Grâce au système d'accrochage du montage, il est possible d'appliquer une force normale et une force tangentielle connues sur l'échantillon. L'angle d'accrochage peut varier de  $0^\circ$  à  $150^\circ$ , avec un pas de  $7,5^\circ$ . Avec la position  $0^\circ$ , nous avons un mode de traction triaxial alors que le mode de cisaillement pur est à  $90^\circ$  (Figure 3-15). Les essais statiques sont effectués avec une vitesse de la traverse de  $0,1$  mm/min, jusqu'à rupture de l'éprouvette. Pour déterminer la raideur du matériau suivant l'épaisseur, 2 extensomètres mécaniques ont été montés sur chaque face de l'éprouvette afin de mesurer l'allongement (Figure 3-16).



**Figure 3-15** Système d'accrochage du montage permettant de contrôler les forces normales et tangentielles imposées sur l'éprouvette.

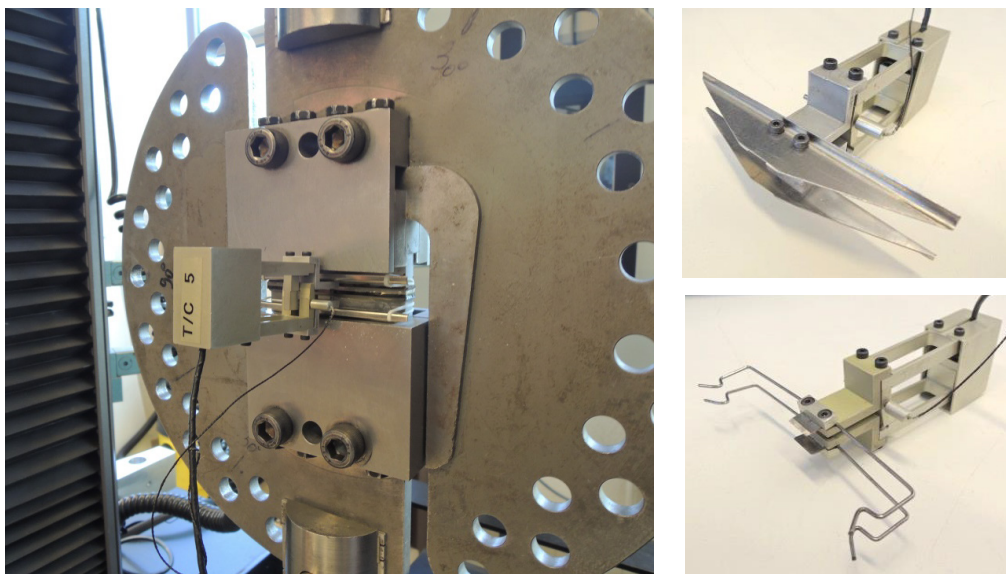


Figure 3-16 Mesure d'allongement suivant l'épaisseur de l'échantillon par extensomètres mécaniques.

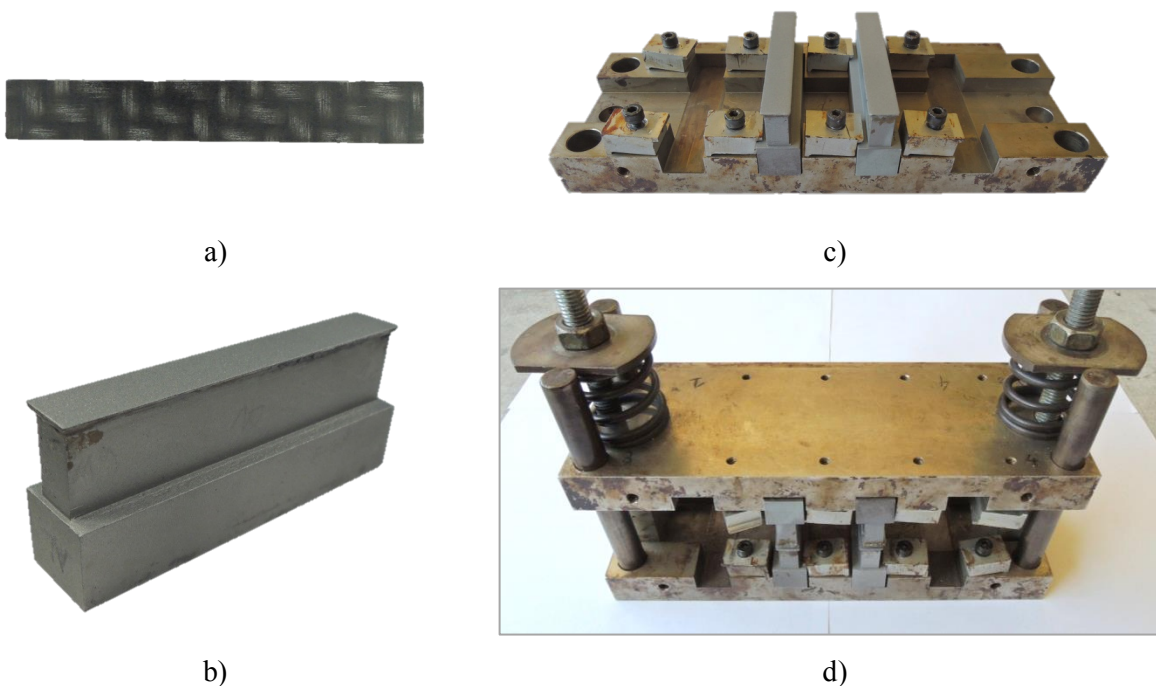


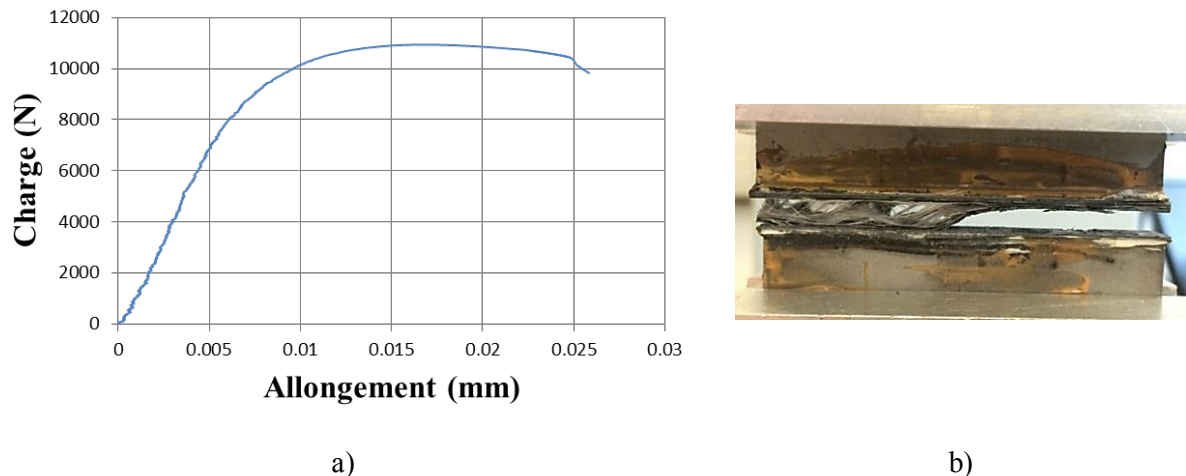
Figure 3-17 Montage spécifique conçu pour fabriquer les éprouvettes d'essai ARCAN-MINES  
a) échantillon composite 70 mm × 10 mm b) substrat métallique  
c) substrats placés dans le montage d) montage complet avec ressorts contrôlant la force d'appui sur l'échantillon lors du passage au four.

### b) Eprouvettes

Les éprouvettes utilisées sont constituées de la structure hybride collée : acier-colle-composite-colle-acier, comme mentionné précédemment. L'échantillon en composite (largeur 10 mm et longueur 70 mm), a été découpé à partir d'une plaque. Un traitement de surface est nécessaire pour assurer une bonne adhésion lors du collage. Les surfaces à coller ont été sablées pour un meilleur accrochage mécanique et dégraissées à l'acétone avant le collage. La colle SikaPower-4588 a été

préchauffée à 50°C pour assurer une application plus facile. Les éprouvettes ont été réalisées à l'aide du montage spécifique (Figure 3-17) afin d'obtenir un collage de qualité. Ce montage a été placé dans un four pour compléter la réticulation de la colle.

### c) Résultats des essais



**Figure 3-18** Essai ARCAN-MINES suivant la direction 0° a) courbe expérimentale charge-allongement b) rupture du composite suivant l'épaisseur.

Lors d'un essai ARCAN-MINES dans la direction 0° (mode de traction triaxial), la rupture d'éprouvette se produit dans le composite, Figure 3-18b. Nous pouvons en déduire la contrainte à rupture du composite dans la direction hors plan à partir de la charge à rupture mesurée ( $F_R/S$ ). Le module d'Young  $E_{33}$  ne peut être déterminé directement car l'état de déformation dans le composite est triaxial, le composite étant bloqué suivant les directions 1 et 2 et il faut prendre en compte la déformation de la colle et de l'acier. Aussi, le module  $E_{33}$  a été déterminé à l'aide d'un calcul numérique qui prend en compte les déformations de la colle et de l'acier. Ce calcul sera détaillé dans le chapitre 6. Le Tableau 3-5 présente les propriétés identifiées à partir des essais expérimentaux à l'aide du calcul numérique.

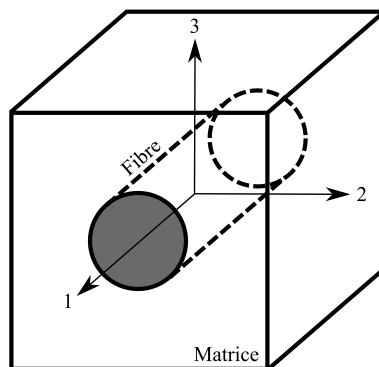
**Tableau 3-5** Propriétés mécanique du composite TEPEX 102 dans le sens de l'épaisseur.

Module d'Young	Contrainte à rupture
$E_{33} = 4 \text{ GPa.}$	$\sigma_{R,33} = 15,6 \text{ MPa.}$

### 3.3 Caractérisation mécanique du composite injecté « PA66 GF50 »

Le PA66 GF50 est un thermoplastique polyamide 66 renforcé par fibres courtes de verre à 50% en masse, dont le comportement mécanique dépend fortement des orientations des fibres au sein du composite. Afin de caractériser son comportement mécanique, des plaques carrées ont été injectées de manière à avoir des fibres bien alignées, et d'obtenir le comportement dans le sens des fibres et

suivant le sens perpendiculaire aux fibres. Dans le cas idéal, où des fibres sont parfaitement alignées dans le même sens, le matériau se comporte comme un matériau isotrope transverse, Figure 3-19.



**Figure 3-19** Matériau isotrope transverse.

Pour un matériau isotrope transverse, les composantes de la matrice de souplesse du matériau orthotrope présentent des symétries :  $S_{13} = S_{12}$ ,  $S_{33} = S_{22}$ ,  $S_{55} = S_{66}$  et  $S_{44} = 2(S_{22} - S_{23})$ . La matrice de souplesse du matériau orthotrope, Eq. (3-2), peut être écrite en utilisant les modules de l'ingénieur sous la forme suivante :

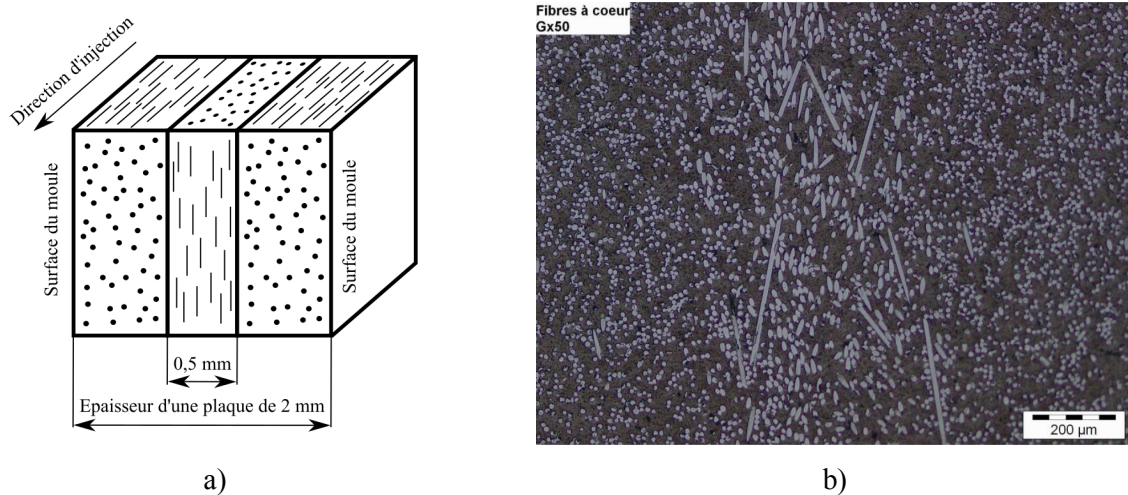
$$\begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{31} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_{11}} & -\frac{\nu_{12}}{E_{22}} & -\frac{\nu_{12}}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{22}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_{22}} & -\frac{\nu_{23}}{E_{22}} & \frac{1}{E_{22}} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 2\left(\frac{1+\nu_{23}}{E_{22}}\right) & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1}{G_{12}} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \tau_{23} \\ \tau_{31} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (3-15)$$

Les propriétés mécaniques du matériau isotrope transverse peuvent être déterminées par 5 constantes d'élasticité indépendantes.

Dans le cas réel les fibres ne sont pas parfaitement alignées dans une pièce injectée. Pour les plaques à géométrie simple fournies par notre partenaire Lisi Automotive, les observations microscopiques effectuées par le partenaire suivant l'épaisseur, montrent l'orientation des fibres, Figure 3-20. Nous constatons que les fibres au milieu de la plaque sont perpendiculaires à la direction d'écoulement. Il s'agit de l'effet fontaine induisant une structure particulière dans l'épaisseur [Vincent et Agassant, 1986], [Singh et Kamal, 1989]. Cela résulte de l'écoulement légèrement divergé au niveau du front de matière, (provenant de la différence de vitesse entre le cœur et la surface du moule), et par la solidification du polyamide, (qui a lieu de la surface du moule vers le cœur et dont l'épaisseur augmente avec la propagation [Tadmor, 1974]). De plus, les orientations des fibres de la plaque dépendent de la vitesse d'injection [Karger-Koicsis, 1989] et de l'épaisseur de la plaque [Horst et



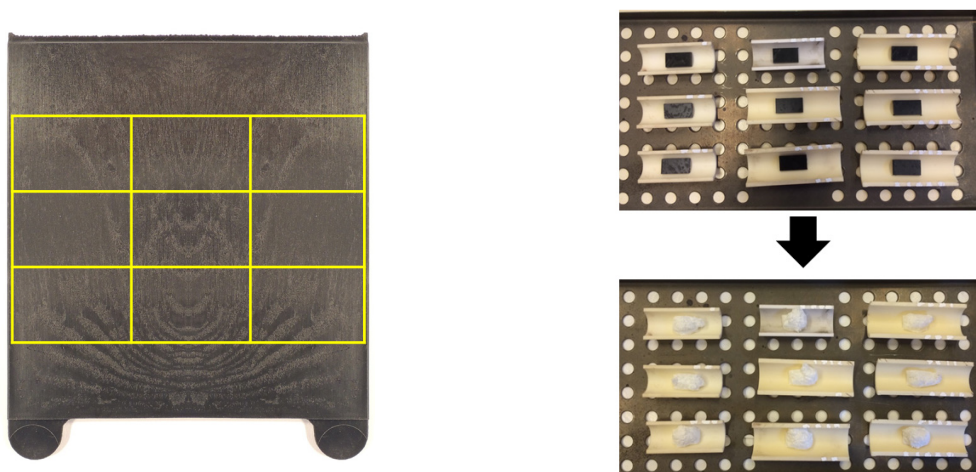
Spoomaker, 1990]. Ainsi, dans la plupart des cas, nous pouvons observer 2 couches extérieures, où les fibres sont alignées dans la direction d'écoulement et une couche intérieure (à cœur), où les fibres sont orientées perpendiculairement à la direction d'écoulement (Figure 3-20a) [Bailey et Rzepka, 1991].



**Figure 3-20** Effet fontaine au sein d'une plaque injectée, observé par microscope optique.

Une caractérisation expérimentale et numérique est une voie prometteuse pour modéliser le comportement de ce matériau. Le but est de prédire le comportement de la plaque fournie en fonction de l'orientation des fibres et de le valider expérimentalement. La prédiction du comportement a été effectuée à l'aide du modèle micromécanique détaillé au chapitre 5. Pour valider le comportement, des essais mécaniques ont été réalisés et sont présentés dans cette section. Tout d'abord nous présenterons la répartition de fraction volumique de fibres sur toute la plaque.

### 3.3.1 Répartition de fraction volumique de fibres dans la plaque PA66 GF50



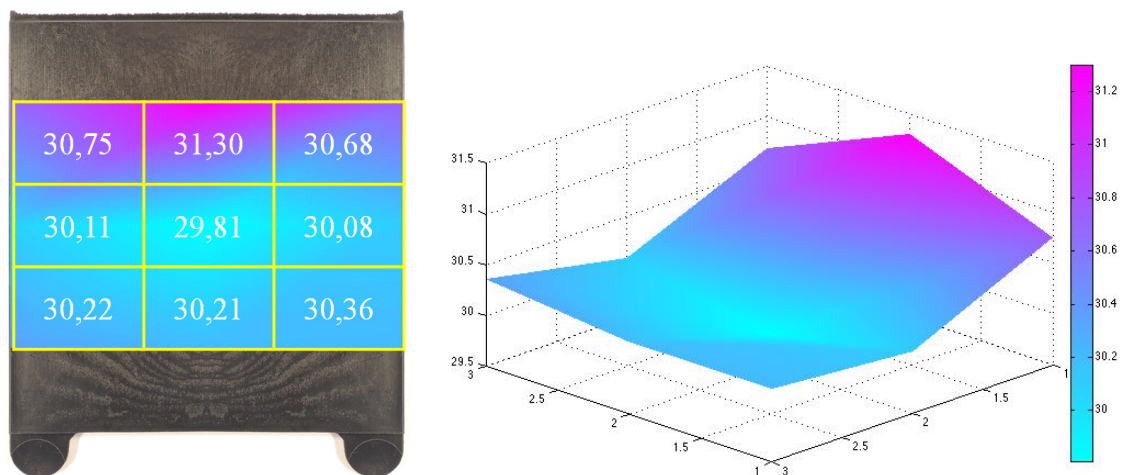
**Figure 3-21** 9 échantillons ont été découpés dans la plaque à caractériser, afin de déterminer la répartition de la fraction volumique de fibres sur les différentes zones.

La fraction volumique joue un rôle important dans le modèle micromécanique, pour déterminer le comportement homogénéisé du composite, à partir de celui de ses constituants. En premier lieu, nous avons déterminé la fraction volumique de la plaque à caractériser par pyrolyse. La plaque a été découpée en 9 échantillons (Figure 3-21), afin de déterminer la répartition de la fraction volumique de la plaque. Les échantillons ont été pesés avant et après pyrolyse, pour mesurer les masses du composite et des fibres, et pour déterminer la masse de la matrice. Grâce aux masses volumiques des fibres et de la matrice, nous avons calculé la masse volumique du composite et la fraction volumique de fibres avec les relations suivantes :

$$\rho_c = \frac{P_c}{\frac{P_f}{\rho_f} + \frac{P_m}{\rho_m}} \quad (3-16)$$

$$v_f = \left(\frac{P_f}{P_c}\right) \left(\frac{\rho_c}{\rho_f}\right) \quad (3-17)$$

Où  $v_f$  est la fraction volumique des fibres,  $P$  est la masse,  $\rho$  est la masse volumique et les indices  $c, f, m$  représentent respectivement le composite, la fibre et la matrice. Les calculs de fraction volumique de ces 9 échantillons ont été effectués, en prenant une masse volumique pour la fibre de verre de  $2,6 \text{ g/cm}^3$  et pour le PA66 de  $1,14 \text{ g/cm}^3$ . Les résultats sont présentés sur la Figure 3-22, où la valeur moyenne est de 30,39%.



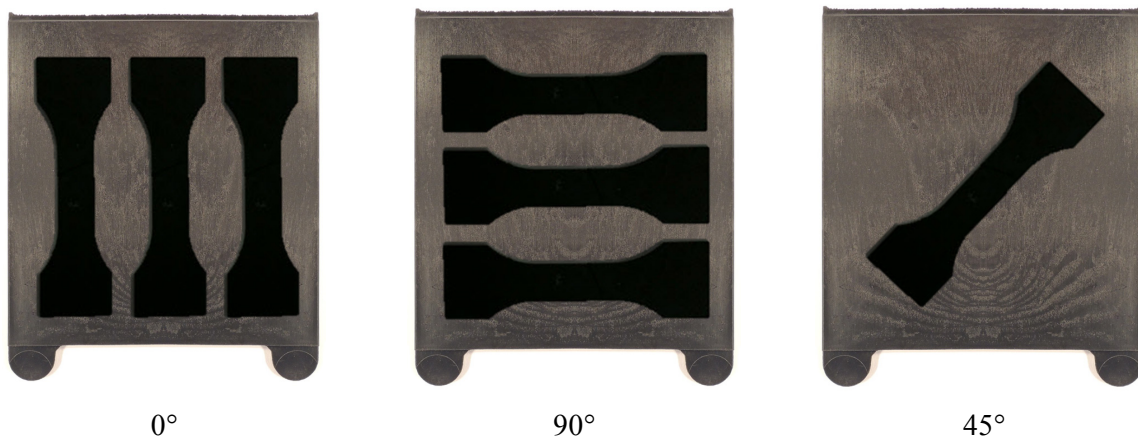
**Figure 3-22** Répartition de la fraction volumique de fibre de verre de la plaque en %.

### 3.3.2 Essais de traction sur le PA66 GF50

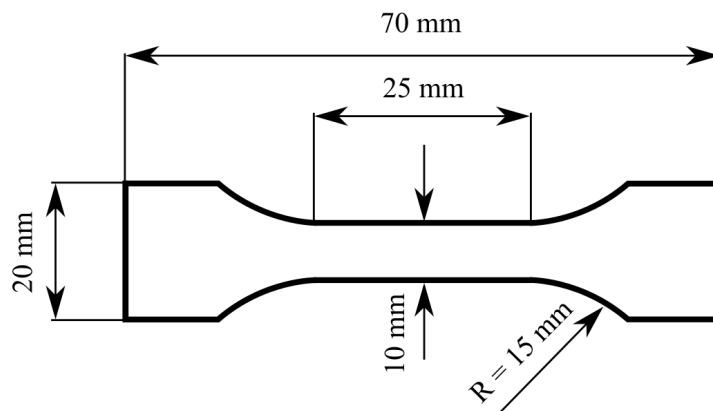
Les essais de traction sur le PA66 GF50 ont été réalisés dans les directions  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$  par rapport à l'axe d'injection afin de déterminer les réponses du matériau aux états de charge différents et d'obtenir les modules d'élasticité, les lois de comportement et les contraintes à rupture. Cela nous permettra de recalculer le comportement prédit par le modèle micromécanique, en ajustant les paramètres associés.

a) Moyen d'essai

Les essais de traction ont été effectués sur une machine d'essai INSTRON 5982, de capacité 100 kN. Le pilotage de l'essai se fait en contrôle de vitesse de la traverse, 1 mm/min, jusqu'à rupture de l'éprouvette. Afin de déterminer le module d'élasticité du matériau et le coefficient de Poisson, les éprouvettes ont été équipées de 2 extensomètres mécaniques pour mesurer les déformations longitudinales et transversales. La charge appliquée ainsi que les déformations dans les 2 sens ont été enregistrées en fonction du temps.



**Figure 3-23** Eprouvettes haltères fabriquées dans les directions de  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$ .



**Figure 3-24** Géométrie d'éprouvette haltère utilisée.

b) Eprouvettes

Les éprouvettes de forme haltère ont été fabriquées dans les directions  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$  (Figure 3-23) par l'atelier du Centre de Matériaux de l'Ecole des Mines de Paris par usinage des plaques ( $75 \text{ mm} \times 70 \text{ mm}$ ), de 2 mm d'épaisseur. La géométrie de ces éprouvettes est présentée sur la Figure 3-24, où 3 éprouvettes dans les directions de  $0^\circ$  et  $90^\circ$  peuvent être découpées à partir d'une plaque alors que, dans la direction  $45^\circ$ , une seule éprouvette par plaque est possible (Figure 3-23). Le matériau étant



très sensible à l'humidité, ces éprouvettes ont été déshydratées en étuve à 50°C, avec gel de silice pendant une semaine, avant la réalisation des essais.

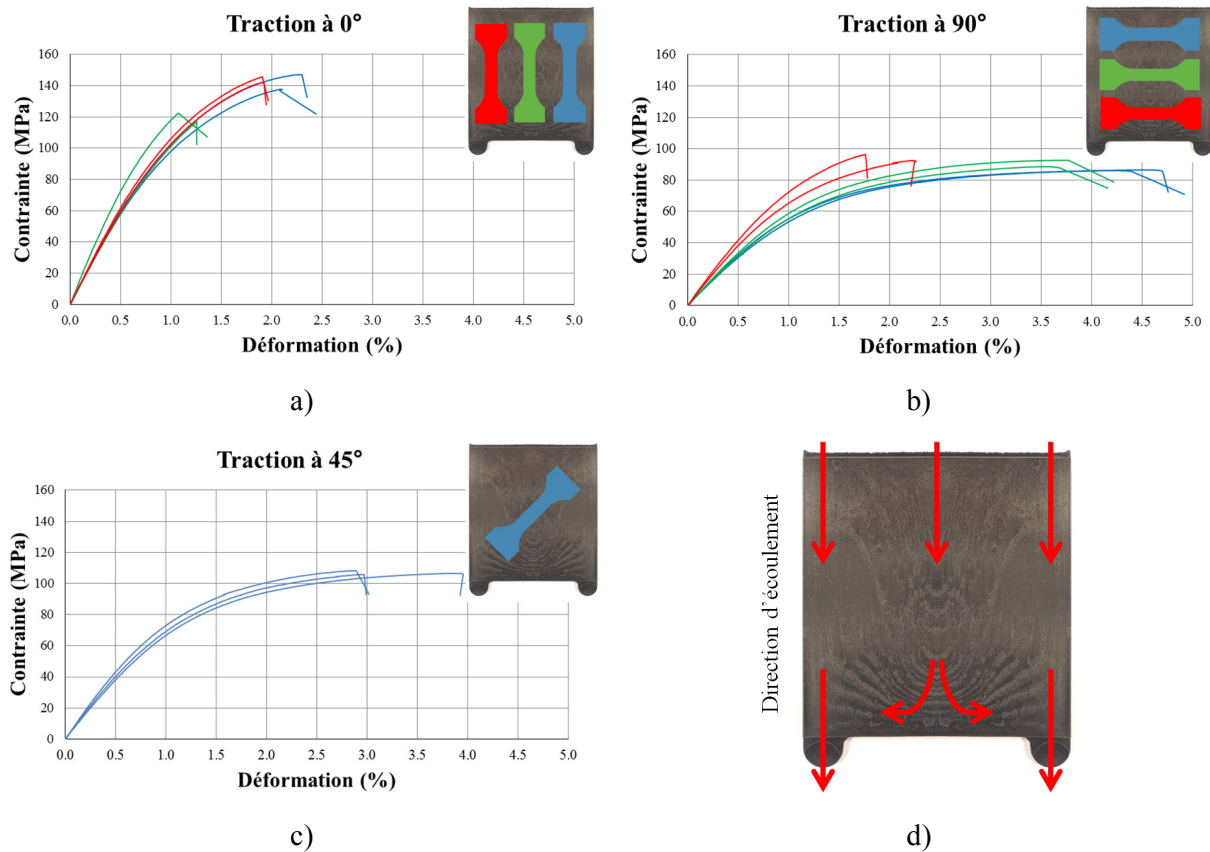
### c) Résultats des essais

A partir des charges et des allongements enregistrés pendant les essais, nous pouvons calculer la contrainte et la déformation selon les relations (3-4) et (3-5), et obtenir les propriétés mécaniques de la plaque PA66 GF50, présentées dans le Tableau 3-6. De plus, les courbes contrainte-déformation sont également exposées sur la Figure 3-25.

**Tableau 3-6** Résultats des essais de traction sur PA66 GF50 à sec.

Propriétés mécaniques de la plaque PA66 GF50		
Contrainte à rupture (MPa)	0°	135,4
	90°	90,4
	45°	106,8
Déformation à rupture (%)	0°	1,8
	90°	3,3
	45°	3,2
Module d'élasticité (GPa)	0°	11,8
	90°	6,1
	45°	7,8
Module de cisaillement (GPa)	$G_{12}$	2,9
Coefficient de Poisson	$\nu_{12}$	0,4

Avec les courbes expérimentales de la Figure 3-25, nous mettons en évidence l'effet de l'orientation des fibres sur les propriétés mécaniques du matériau, sur le module d'élasticité sur la loi de comportement et sur la contrainte à rupture. Dans la direction 0°, 6 éprouvettes ont été fabriquées à partir des 2 plaques, soit 3 éprouvettes par plaque. Les 2 courbes vertes de la Figure 3-25a, relatives aux 2 éprouvettes découpées au milieu de la plaque, montrent que la contrainte à rupture est relativement faible par rapport aux autres éprouvettes à cause de l'orientation des fibres en bas de l'éprouvette, fibres qui commencent à s'orienter vers la direction transversale (Figure 3-25d). De même pour la direction 90° (Figure 3-25b), les orientations des fibres dans les éprouvettes s'orientent progressivement de la direction transversale de l'éprouvette (cas des éprouvettes bleues), vers la direction longitudinale (cas des éprouvettes rouges). Il en résulte une contrainte à rupture, une déformation à rupture et un module d'élasticité visiblement différents. Cet effet d'orientation des fibres sera pris en compte, dans la modélisation du comportement, à l'aide du modèle micromécanique, présenté dans le chapitre 5.



**Figure 3-25** Courbes expérimentales avec position des éprouvettes sur la plaque a) direction 0° b) direction 90° c) direction 45° et d) direction de l'écoulement dans la plaque.

### 3.4 Caractérisation mécanique des adhésifs « SikaPower 4588 » et « Aderis 8641 »

Les adhésifs SikaPower 4588 et Aderis 8641 sont les adhésifs choisis dans le projet DEMOS. Ils jouent un rôle important dans la technologie de l'assemblage structural, en remplaçant les méthodes classiques d'assemblage. Leur comportement est sensible au taux de sollicitation. La loi de comportement de l'adhésif est constituée d'un domaine élastique linéaire et d'un domaine plastique non-linéaire, tenant compte des phénomènes visqueux. Elle se traduit par un comportement de type élasto-viscoplastique. Pour le domaine élastique linéaire, nous supposons un comportement de type isotrope, déterminé par 2 caractéristiques d'élasticité: le module d'Young  $E$  et le coefficient de Poisson  $\nu$ . Le coefficient de cisaillement  $G$  d'un matériau isotrope peut être déduit par la relation suivante :

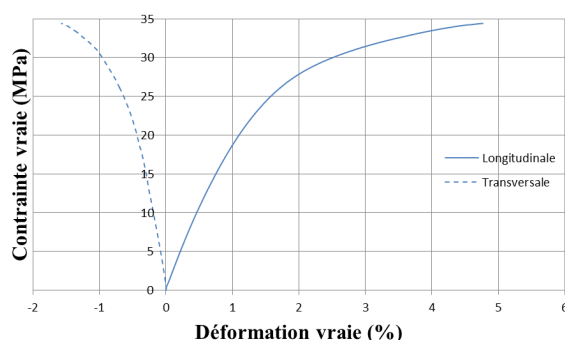
$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (3-18)$$

Ces propriétés mécaniques ont été déterminées par des essais de traction sur les adhésifs à l'état massif. Par contre le comportement viscoplastique dépendant de la contrainte hydrostatique a été caractérisé à l'aide d'une campagne d'essais ARCAN-MINES et d'un calcul numérique. Nous

présentons dans ce chapitre, les résultats expérimentaux des essais de traction et des essais ARCAN-MINES. La modélisation du comportement des adhésifs, avec l'identification des paramètres à l'aide du calcul numérique, sera présentée en détail dans le chapitre 6.

### 3.4.1 Essais de traction sur éprouvettes haltères

Des éprouvettes de forme haltère ont été fabriquées, afin de déterminer les comportements mécaniques des adhésifs de l'étude en traction. Les éprouvettes haltères en Aderis 8641 fabriquées possèdent un taux de porosité important, et ne peuvent pas représenter correctement le comportement de l'Aderis 8641. En conséquence, nous avons seulement réalisé les essais de traction sur les éprouvettes haltères en SikaPower 4588.



**Figure 3-26** Courbes expérimentales contrainte-déformation de l'adhésif SikaPower 4588.

En mesurant la charge appliquée et les déformations longitudinales et transversales, ces essais nous permettent de déduire le module d'Young  $E$ , le coefficient de Poisson  $\nu$  et le module de cisaillement  $G$ . Le module d'Young  $E$  est la pente de la partie linéaire de la courbe contrainte-déformation, présentée dans la Figure 3-26, où la contrainte vraie et la déformation vraie ont été utilisées compte tenu de la variation importante de section droite. Elles ont été déterminées en supposant le volume constant jusqu'à l'apparition de la striction :

$$\sigma_{vraie} = \sigma(1 + \varepsilon) \quad (3-19)$$

$$\varepsilon_{vraie} = \ln(1 + \varepsilon) \quad (3-20)$$

Le coefficient de Poisson  $\nu$  est le rapport moyen entre la déformation transversale et longitudinale. Les propriétés mécaniques de l'adhésif SikaPower 4588 déterminées à partir de ces essais de traction quasi-statique sont exposées dans le Tableau 3-7. Notons que la partie non-linéaire et la contrainte à rupture de l'éprouvette haltère ne peuvent reproduire correctement le comportement d'un joint adhésif (couche fine), où les conditions aux limites sont différentes. Lors de la rupture de l'éprouvette haltère, le phénomène de striction amène une rupture prématurée.

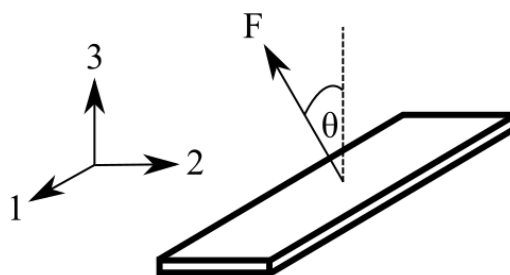
**Tableau 3-7** Résultats des essais de traction sur SikaPower 4588.

SikaPower 4588	
Module d'Young (GPa)	2,27
Module de cisaillement (GPa)	0,81
Coefficient de Poisson	0,40

### 3.4.2 Essais ARCAN-MINES sur les adhésifs de l'étude

Les essais ARCAN-MINES ont été choisis pour caractériser le comportement des adhésifs polymères, comportement qui dépend de la pression hydrostatique. Grâce à ce dispositif, nous pouvons faire varier la pression hydrostatique imposée sur l'échantillon en variant l'inclinaison de la force appliquée, comme présenté sur la Figure 3-15. Par contre, il est difficile de mesurer la déformation au niveau d'une couche fine d'adhésif (environ 0,3 mm d'épaisseur). La corrélation d'images numériques n'est pas utilisable la zone à mesurer étant trop petite. Dans ce travail des extensomètres mécaniques ont été utilisés pour mesurer la déformation au niveau des substrats métalliques de l'éprouvette. La déformation mesurée inclut celle des substrats métalliques. De plus pour la direction  $90^\circ$ , représentant l'état de cisaillement pur, la déformation du dispositif lui-même ne peut pas être négligée et doit être prise en compte. Il nous a fallu réaliser un calcul numérique sur le montage complet afin de déterminer les propriétés mécaniques de la couche d'adhésif à partir des résultats expérimentaux. Cependant, nous pouvons directement déterminer la limite d'élasticité et la contrainte à rupture de façon analytique, car la plasticité et la rupture se produisent uniquement au sein de l'adhésif.

Les essais ARCAN-MINES ont été réalisés dans les directions de  $0^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $60^\circ$  et  $90^\circ$  afin de caractériser le comportement mécanique ainsi que la rupture des adhésifs SikaPower 4588 et Aderis 8641. Comme mentionné précédemment, les éprouvettes haltères en Aderis 8641 contenant de nombreux défauts, nous avons déduit le comportement élastique de l'Aderis 8641, à partir des résultats des essais ARCAN-MINES dans les directions  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , à l'aide des calculs numériques.

**Figure 3-27** Repère de référence pour une couche d'adhésif.

Les essais ARCAN-MINES, effectués aux angles différents, nous montrent la dépendance du comportement avec la pression hydrostatique. Les limites d'élasticité ont été jugées par une perte de linéarité des courbes expérimentales. Le critère de plasticité ainsi que le critère de rupture ont été représentés dans le plan  $I_1$ - $J_2$ ,  $I_1$  et  $J_2$  étant définis par :

$$I_1 = \sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33} \quad (3-21)$$

$$J_2 = \sqrt{\frac{(\sigma_{11}-\sigma_{22})^2 + (\sigma_{22}-\sigma_{33})^2 + (\sigma_{33}-\sigma_{11})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{13}^2 + \sigma_{23}^2)}{2}} \quad (3-22)$$

où (le repère adopté est présenté sur la Figure 3-27) :

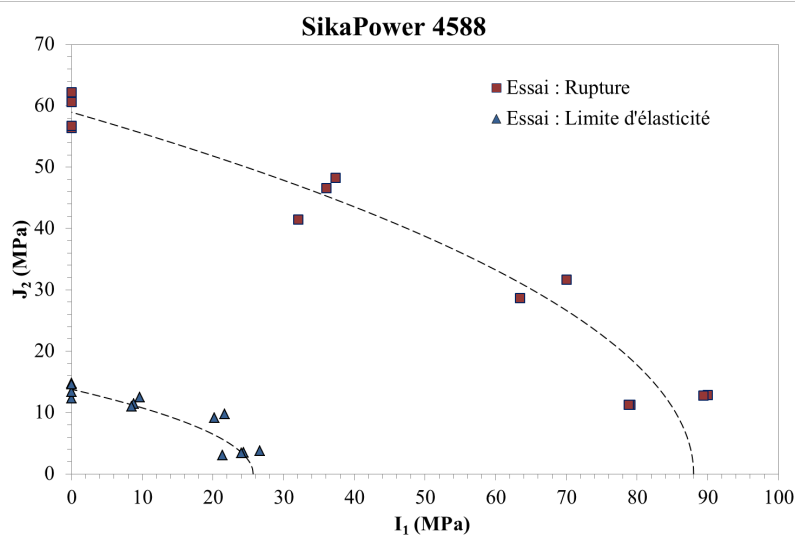
$$\sigma_{33} = \frac{F}{S} \cos \theta \quad (3-23)$$

$$\sigma_{11} = \sigma_{22} = \frac{\nu}{1-\nu} \cdot \frac{F}{S} \cos \theta \quad (3-24)$$

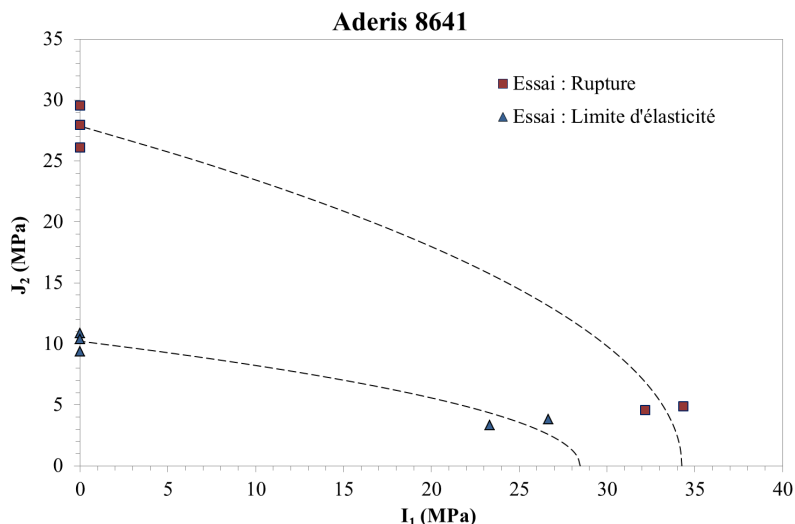
$$\sigma_{13} = \frac{F}{S} \sin \theta \quad (3-25)$$

$$\sigma_{12} = \sigma_{23} = 0 \quad (3-26)$$

avec  $F$  la charge appliquée et  $S$  la section droite de l'échantillon ( $700 \text{ mm}^2$ ). Les critères de plasticité et de rupture sont présentés sur la Figure 3-28 pour le SikaPower 4588 et sur la Figure 3-29 pour l'Aderis 8641, avec les essais effectués aux différents angles.

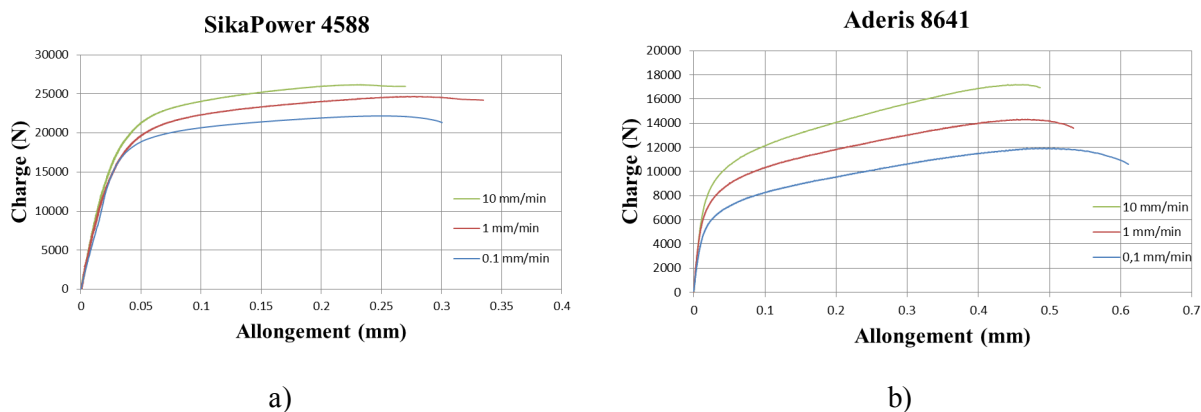


**Figure 3-28** Critère de plasticité et critère de rupture de SikaPower 4588 obtenus par essais ARCAN-MINES à  $0^\circ$ ,  $30^\circ$ ,  $60^\circ$  et  $90^\circ$ , présentés dans le plan  $I_1$ - $J_2$ .

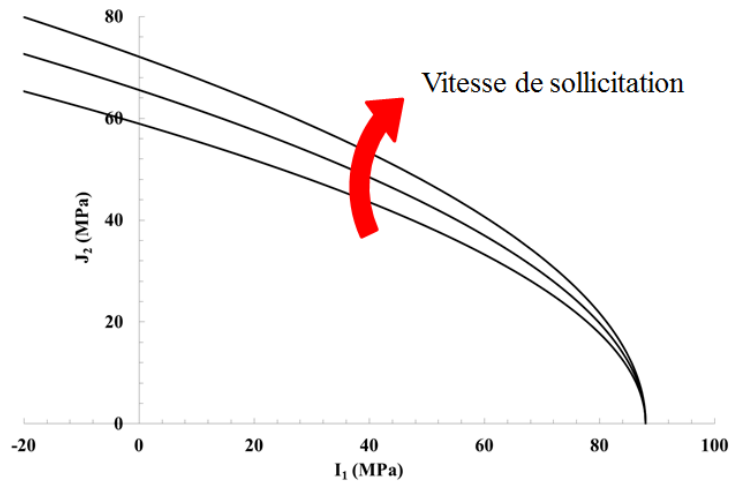


**Figure 3-29** Critère de plasticité et critère de rupture de l'Aderis 8641 obtenus par essais ARCAN-MINES à 0° et 90°, présentés dans le plan  $I_1$ - $J_2$ .

Cela nous permet de déterminer une surface de charge en fonction de  $I_1$  et de  $J_2$  et son évolution avec la vitesse de l'essai. Les essais ARCAN-MINES à 0° et 90° ont été réalisés à des vitesses différentes (0,1 mm/min, 1 mm/min et 10 mm/min) pour déterminer l'effet de la viscosité des adhésifs sur la plasticité et les contraintes à rupture. Dans la direction 0°, représentant l'état de traction triaxial avec un  $J_2$  très faible, le comportement est très peu sensible à la viscosité. Nous supposons donc qu'il n'y pas d'effet de viscosité à l'état  $J_2 = 0$ . Au contraire pour l'essai ARCAN-MINES à 90°, représentant l'état de cisaillement pur où  $I_1 = 0$ , la loi de comportement dépend de la vitesse de sollicitation, Figure 3-30. Dans le plan  $I_1$ - $J_2$ , l'effet visqueux modifie la surface de rupture de la façon montrée sur la Figure 3-31. Les résultats expérimentaux obtenus ont été utilisés pour caractériser les comportements du SikaPower 4588 et de l'Aderis 8641 à l'aide du calcul numérique. Le choix du modèle et la méthode de modélisation seront exposés dans le chapitre 6, avec des validations expérimentales.



**Figure 3-30** Courbes ARCAN-MINES: Effet de viscosité sur la plasticité et les propriétés à rupture  
a) SikaPower 4588 b) Aderis 8641



**Figure 3-31** Effet de la viscosité sur la surface de rupture.

## **PARTIE II**

# **MODELISATION DU COMPORTEMENT**





## CHAPITRE 4

# MODELISATION DU COMPORTEMENT DU COMPOSITE TISSE « TEPEX 102 »

### 4.1 Introduction

Ce chapitre présente la modélisation du comportement orthotrope du composite tissé TEPEX 102 caractérisé expérimentalement dans le chapitre 3. La loi de comportement se compose d'un domaine élastique (loi de Hooke), et d'un domaine de plasticité adapté pour les matériaux anisotropes. Pour le domaine d'élasticité, les propriétés mécaniques ont été déterminées expérimentalement et présentées dans la section 3.2. La loi de Hooke du TEPEX 102 a été complétée dans ce chapitre, par la détermination des coefficients de Poisson hors plan  $\nu_{13}$  et  $\nu_{23}$ . Pour le comportement inélastique, nous avons adopté le critère de Hill, ceci afin de prendre en compte l'anisotropie du matériau et la loi d'écroutissage isotrope non-linéaire. Les paramètres ont été identifiés à l'aide du calcul numérique à partir des essais expérimentaux.

### 4.2 Loi de comportement

#### 4.2.1 Loi de Hooke

Le comportement élastique du matériau peut être décrit par la loi de Hooke écrite avec les 9 modules de l'ingénieur, comme mentionné au chapitre 3. A partir des essais mécaniques présentés dans la section 3.2, nous pouvons déterminer 7 des 9 modules de l'ingénieur. Il reste cependant, les 2 coefficients de Poisson hors plan  $\nu_{13}$  et  $\nu_{23}$ , à déterminer. En raison des difficultés de mesure de déformation suivant l'épaisseur d'une plaque mince de composite, ces coefficients de Poisson ont été évalués, en utilisant la loi des mélanges. Si l'on suppose que  $\nu_{13}$  et  $\nu_{23}$  sont identiques, le coefficient de Poisson du composite hors plan peut être déterminé par la relation suivante :

$$\nu_{13} = \nu_{23} = (1 - V_f)\nu_m + \nu_f\nu_t \quad (4-1)$$

où  $\nu_m$  est le coefficient de Poisson de la matrice PA6 égal à 0,39 [Rösch, 1995],  $\nu_t$  est le coefficient de Poisson du tissu de verre égal à 0,037 [Gay, 2005]. Avec une fraction volumique  $\nu_f$  de 45%, il en

résulte que les coefficients de Poisson  $\nu_{13}$  et  $\nu_{23}$  valent 0,23. Nous pouvons résumer les 9 modules de l'ingénieur, pour le comportement élastique du TEPEX 102, dans le Tableau 4-1.

**Tableau 4-1** Bilan des modules de l'ingénieur du composite tissé TEPEX 102.

$E_{11}$ (GPa)	$E_{22}$ (GPa)	$E_{33}$ (GPa)	$\nu_{12}$	$\nu_{13}$	$\nu_{23}$	$G_{12}$ (GPa)	$G_{13}$ (GPa)	$G_{23}$ (GPa)
20,7	22,1	4,0	0,07	0,23	0,23	3,0	1,6	1,7

#### 4.2.2 Critère de Hill

Le critère de Hill [Hill, 1950] est un critère de plasticité anisotrope, développé initialement pour les métaux. C'est un critère en contraintes, orthotrope et indépendant de la partie hydrostatique du tenseur des contraintes. C'est le critère de plasticité le plus simple pour des matériaux anisotropes.

$$f(\sigma) = \sqrt{F(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + G(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + H(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + 2L\tau_{23}^2 + 2M\tau_{13}^2 + 2N\tau_{12}^2} \quad (4-2)$$

Lorsque l'anisotropie est assez faible il devient le critère de Von Mises. Dans l'écriture du critère de Hill, on suppose que l'effet Bauschinger [Lemaître et Chaboche, 1985] n'existe pas. Les coefficients du critère  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$ ,  $M$  et  $N$  sont des paramètres caractéristiques décrivant l'état de l'anisotropie. Au cours de l'érouissage ils sont souvent supposés constants. Cependant, il est possible de les faire varier tout en gardant un critère anisotrope. Pour cela, il suffit de supposer que ces coefficients dépendent de la variable scalaire d'érouissage. La loi d'écoulement plastique peut s'écrire :

$$d\varepsilon^p = d\lambda \frac{df}{d\sigma} = \frac{d\lambda}{f} z \quad (4-3)$$

Où

$$z = \begin{bmatrix} -G(\sigma_{33} - \sigma_{11}) + H(\sigma_{11} - \sigma_{22}) \\ F(\sigma_{22} - \sigma_{33}) - H(\sigma_{11} - \sigma_{22}) \\ -F(\sigma_{22} - \sigma_{33}) + G(\sigma_{33} - \sigma_{11}) \\ 2N\tau_{12} \\ 2M\tau_{13} \\ 2L\tau_{23} \end{bmatrix} \quad (4-4)$$

De manière générale, les coefficients du critère de Hill  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$ ,  $M$  et  $N$ , sont reliés aux limites d'élasticité du matériau, et sont déterminés expérimentalement. Dans le cas d'un essai de traction uni-axiale, le critère de Hill se réduit à

$$G + H = \frac{1}{\sigma_{y,11}^2} \quad (4-5)$$

$$F + H = \frac{1}{\sigma_{y,22}^2} \quad (4-6)$$

$$F + G = \frac{1}{\sigma_{y,33}^2} \quad (4-7)$$

où les  $\sigma_y$  sont les limites d'élasticité. Cela nous permet de déterminer les coefficients  $F$ ,  $G$  et  $H$  par les relations suivantes :

$$2F = \frac{1}{\sigma_{y,22}^2} + \frac{1}{\sigma_{y,33}^2} - \frac{1}{\sigma_{y,11}^2} \quad (4-7)$$

$$2G = \frac{1}{\sigma_{y,33}^2} + \frac{1}{\sigma_{y,11}^2} - \frac{1}{\sigma_{y,22}^2} \quad (4-8)$$

$$2H = \frac{1}{\sigma_{y,11}^2} + \frac{1}{\sigma_{y,22}^2} - \frac{1}{\sigma_{y,33}^2} \quad (4-9)$$

Notons que l'un de ces 3 coefficients peut être négatif lorsque les limites d'élasticité du matériau suivant les 3 directions sont très différentes. C'est le cas d'une plaque de composite, dont la différence entre les limites d'élasticité dans le sens des fibres et dans la direction hors plan est notable. De même, dans le cas d'un essai de cisaillement, le critère de Hill se réduit à

$$2N = \frac{1}{\tau_{y,12}^2} \quad (4-10)$$

$$2M = \frac{1}{\tau_{y,13}^2} \quad (4-11)$$

$$2L = \frac{1}{\tau_{y,23}^2} \quad (4-12)$$

Où les  $\tau_y$  sont les limites d'élasticité en cisaillement. Selon les relations (4-10), (4-11) et (4-12), les coefficients  $L$ ,  $M$  et  $N$  sont obligatoirement positifs.

Les résultats des essais de traction sur le TEPEX 102, montrent que le comportement inélastique n'existe que pour les directions hors axes. Le comportement inélastique est dû à la contrainte de cisaillement  $\tau_{12}$  qui n'existe que dans des directions hors axes. Afin de représenter un tel comportement, les coefficients du critère de Hill ont été choisis de façon à pouvoir décrire la déformation plastique provoquée uniquement par la contrainte de cisaillement  $\tau_{12}$ . Les coefficients  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$  et  $M$  ont été déterminés à partir des contraintes à rupture. Ils ne sont pas liés à la déformation plastique. Le coefficient  $N$ , qui est directement relié à la contrainte de cisaillement  $\tau_{12}$ , a été identifié à l'aide des calculs numériques à partir des essais de traction dans la direction  $45^\circ$ , et présenté ci-après. Grâce aux relations (4-7) à (4-12), nous pouvons déduire les coefficients du critère de Hill  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$  et  $M$  à partir des contraintes à rupture concernées. Le Tableau 4-2 se résume les contraintes à rupture concernées ainsi que les coefficients  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$  et  $M$ .

**Tableau 4-2** Coefficients du critère de rupture  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$  et  $M$  avec les contraintes à rupture utilisées.

Contraintes à rupture, (MPa)				
$\sigma_{R,11}$	$\sigma_{R,22}$	$\sigma_{R,33}$	$\tau_{R,13}$	$\tau_{R,23}$
447,7	434,2	15,6	43,3	41,2
Coefficients du critère de Hill, (MPa <sup>-2</sup> )				
$F$	$G$	$H$	$L$	$M$
$52 \times 10^{-7}$	$49 \times 10^{-7}$	$1 \times 10^{-7}$	$2,7 \times 10^{-4}$	$67 \times 10^{-4}$

Notons que les calculs numériques dans ce travail ont été réalisés avec le code commercial d'éléments finis Abaqus. Dans ce code, le critère de Hill est disponible en tant que module standard et les coefficients  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$ ,  $M$  et  $N$  sont impérativement positifs. Dans le cas d'une plaque composite, où la différence entre les contraintes à rupture dans le sens des fibres et dans la direction hors plan est très importante, le coefficient  $H$  est négatif. Pour le TEPEX 102, le coefficient  $H$  selon les contraintes à rupture présentées dans le Tableau 4-2 serait de  $-2 \times 10^{-3}$ . Aussi, nous avons modifié la contrainte à rupture  $\sigma_{R,33}$  de 15,6 à 315 MPa afin d'obtenir un coefficient  $H$  positif, soit  $H = 1 \times 10^{-7}$ . L'utilisation de la valeur exagérée de la contrainte  $\sigma_{R,33}$  peut être acceptée, car elle retarde la contribution à la déformation plastique par la contrainte  $\sigma_{33}$  comme nous le souhaitons.

#### 4.2.3 Loi d'écroutissement isotrope non-linéaire

L'écoulement plastique du TEPEX 102 a été décrit par la loi d'écroutissement isotrope non-linéaire, où la variable d'écroutissement  $\sigma_y$  est évaluée en fonction de la déformation plastique cumulée  $p$ , avec la relation suivante [Lemaître et Chaboche, 1985] :

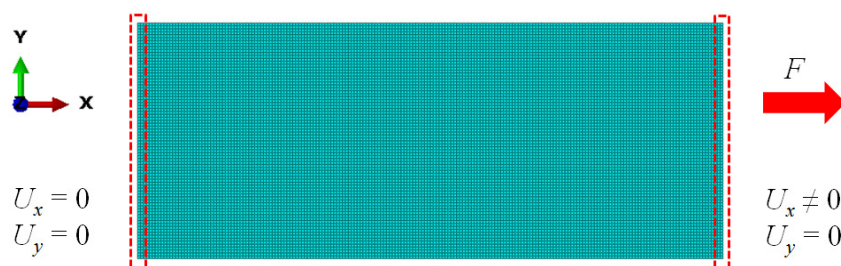
$$\sigma_y = \sigma_{y,0} + Hp + Q(1 - e^{-bp}) \quad (4-13)$$

Où  $\sigma_{y,0}$  est la limite d'élasticité,  $H$  le module d'écroutissement,  $Q$  la capacité de durcissement et  $b$  est le coefficient de saturation.

### 4.3 Identification des paramètres des modèles

Certains paramètres des modèles présentés précédemment ne peuvent être déterminés directement par des essais mécaniques. Afin d'évaluer ces paramètres, les recalages des courbes contrainte-déformation obtenues par calculs numériques par rapport aux essais expérimentaux ont été effectués. Les calculs numériques ont été réalisés sur Abaqus en utilisant un maillage 2D. Ce maillage a une forme rectangulaire, avec la même géométrie que l'éprouvette utilisée. Les conditions aux limites correspondant aux essais de traction ont été imposées sur le maillage, comme présenté sur la

Figure 4-1. Les déplacements  $U$  de l'un des côtés situé aux bords extrêmes ont été bloqués suivant les 3 directions alors que le côté opposé a été sollicité par la charge  $F$  mesurée expérimentalement.



**Figure 4-1** Conditions aux limites imposées sur le maillage.

Pour décrire le comportement élastique du TEPEX 102, les modules de l'ingénieur (Tableau 4-1) ont été introduits dans Abaqus. Pour le comportement plastique le coefficient  $N$  du critère de Hill, qui est relié directement à la limite d'élasticité, et les paramètres de la loi isotrope non-linéaire  $\sigma_{y,0}$ ,  $H$ ,  $Q$  et  $b$  ont été recalculés afin de faire coïncider les courbes contrainte-déformation, des essais de traction dans la direction  $45^\circ$ , obtenues expérimentalement et numériquement. Ces paramètres ont donc été ajustés et résumés dans le Tableau 4-3.

**Tableau 4-3** Bilan des paramètres ajustés décrivant le comportement plastique.

Critère de Hill, (MPa <sup>2</sup> )					
$F$	$G$	$H$	$L$	$M$	$N$
$52 \times 10^{-7}$	$49 \times 10^{-7}$	$1 \times 10^{-7}$	$2,9 \times 10^{-4}$	$2,7 \times 10^{-4}$	$67 \times 10^{-4}$
Loi d'écroutissage isotrope non-linéaire					
$\sigma_{y,0}$ (MPa)	$H$ (MPa)		$Q$ (MPa)	$b$	
15	880		37	300	

Les modules de l'ingénieur dans le Tableau 4-1 et les paramètres décrivant le comportement plastique du TEPEX 102 dans le Tableau 4-3 ont été introduits dans Abaqus afin d'engendrer les courbes contrainte-déformation suivant les directions  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$  du matériau. Ces courbes, avec les résultats des essais, sont tracées sur la Figure 4-2. La loi de comportement adoptée représente correctement le comportement du TEPEX 102 dans les sens des fibres ( $0^\circ$  et  $90^\circ$ ) ainsi que suivant la direction hors axes ( $45^\circ$ ). Cette loi de comportement a été utilisée pour les calculs numériques sur des plaques trouées avec différentes orientations des fibres. Ces simulations serviront aussi de validation et seront présentées dans le chapitre 7.

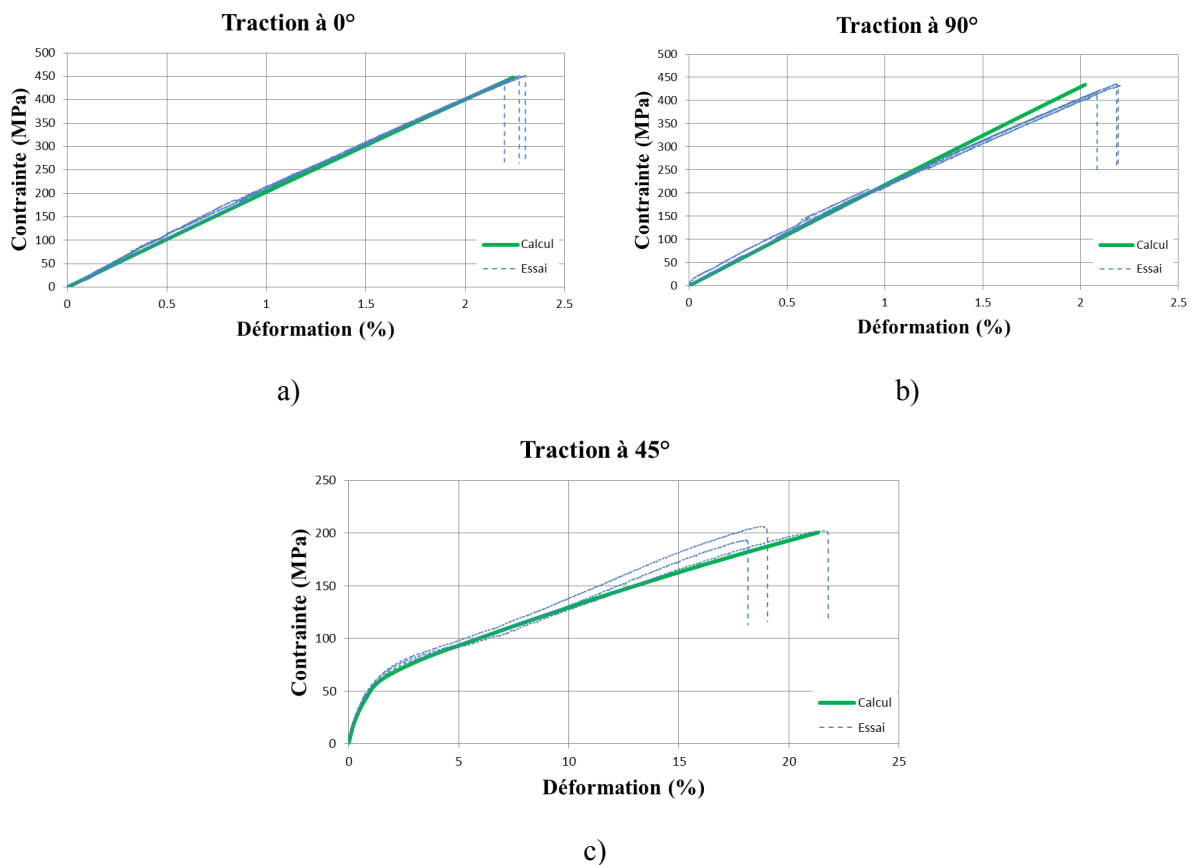


Figure 4-2 Comparaison des courbes contrainte-déformation résultant des essais expérimentaux et des calculs numériques : a) direction 0°, b) direction 90° et c) direction 45°.

## **CHAPITRE 5**

# **MODELISATION DU COMPORTEMENT DU COMPOSITE INJECTE « PA66 GF50 »**

### **5.1 Introduction**

Par injection du composite on peut réaliser des pièces industrielles de géométrie très complexe. Cependant le comportement du matériau en tout point d'une pièce, dépend de l'orientation locale des fibres, comme le montrent les résultats des essais de traction sur des plaques injectées (section 3.3). Les fibres s'orientent dans la pièce suivant l'écoulement de matière injectée dans le moule (Figure 3-25d). Par ailleurs, d'autres paramètres, tels que la fraction volumique, la géométrie des fibres ainsi que leur condition de mise en forme, peuvent modifier les propriétés mécaniques des composites injectés [Ferreira et al., 2007].

L'introduction de fibres courtes peut améliorer la rigidité de la matrice comme présenté par Mouhmid [Mouhmid et al., 2006]. Ils ont montré que l'augmentation de fraction volumique augmente le module d'Young, dans le cas du polyamide 66 renforcé par des fibres de verre. La géométrie des fibres, surtout la longueur, joue un rôle majeur sur les propriétés mécaniques [Thomasson, 1999]. Pour prendre en compte ces différents paramètres, la prédiction du comportement mécanique, utilisant le modèle micromécanique, a été adoptée.

Ce chapitre présente l'utilisation du modèle micromécanique, pour prédire le comportement mécanique du PA66 GF50, en fonction de l'orientation locale des fibres. La représentation mathématique de l'orientation des fibres et le modèle micromécanique adopté seront présentés. La prise en compte du comportement inélastique du matériau est décrite avec le critère de Hill et une loi d'écrouissage plastique. L'implémentation du modèle et les simulations numériques permettent la validation du modèle par comparaison avec les essais expérimentaux.

### **5.2 Orientation des fibres**

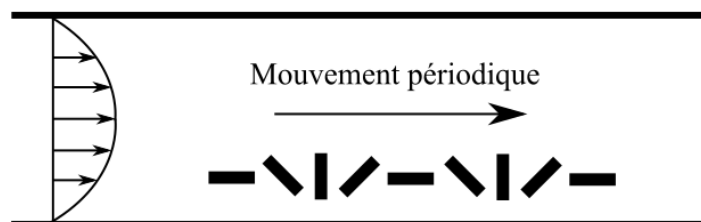
Pour identifier le comportement mécanique du composite injecté en fonction de l'orientation locale des fibres, nous nous attachons d'abord aux mécanismes d'orientation des fibres, aux



paramètres influençant l'orientation des fibres. La représentation mathématique de l'orientation des fibres permettra de calculer le comportement mécanique, à l'aide du modèle micromécanique.

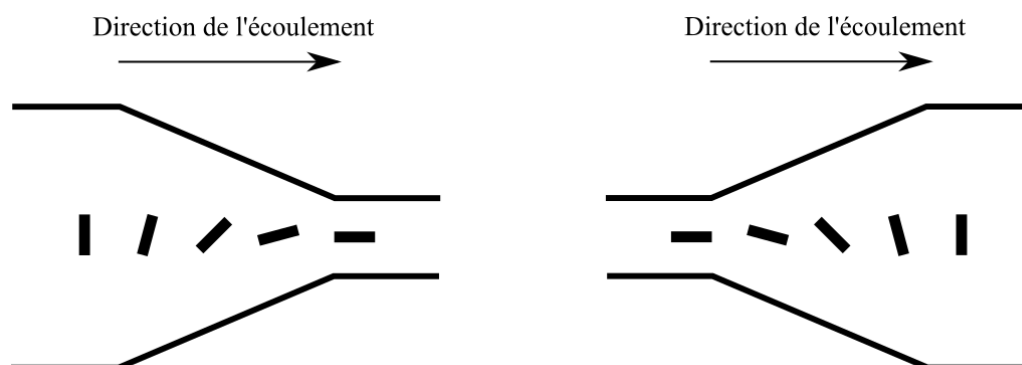
### 5.2.1 Mécanismes et paramètres influençant l'orientation des fibres

Nous pouvons distinguer 2 types de sollicitation qui orientent les fibres pendant l'étape de remplissage du moule. La première est le cisaillement souvent présent dans les canaux d'alimentations des moules ou dans les cavités minces. Plusieurs auteurs [Trevelyan et Mason, 1951], [Anczurowski et Cox, 1967], [Vincent et al., 1988] et [Bonhome et Brouwer, 1990] ont étudié le mouvement d'une fibre dans un écoulement laminaire, avec un fluide newtonien. Ils ont trouvé que son mouvement est périodique, comme présenté dans la Figure 5-1 et que sa vitesse de rotation n'est pas constante. Elle devient maximale lorsque la fibre est perpendiculaire à la direction de l'écoulement.



**Figure 5-1** Mouvement périodique d'une fibre en écoulement laminaire [Vincent et al., 1988].

La deuxième sollicitation est l'élongation présente dans les zones où l'écoulement diverge ou converge, telles que les seuils d'injection ou au front de matière lors de l'injection. En écoulement élongationnel, la fibre s'oriente parallèlement ou perpendiculairement à la direction de l'écoulement selon que le taux d'élongation est négatif ou positif, Figure 5-2. Au cours de l'écoulement élongationnel le mouvement de la fibre n'est plus périodique. La fibre tente de s'orienter vers une position d'équilibre.



**Figure 5-2** Fibre tente de s'orienter vers une position d'équilibre au cours de l'écoulement élongationnel [Vincent et al., 1988].

Outre ces 2 mécanismes qui orientent les fibres au cours de l'écoulement lors de l'injection d'une pièce, nous pouvons regrouper en 3 groupes les paramètres influençant l'orientation des fibres [Redjeb, 2007] :

a) Paramètres d'injection

De très nombreuses études ont porté sur la température du moule. Une réduction de température du moule entraîne une augmentation de l'épaisseur de la couche de peau de la structure cœur-peau [Bright et al., 1978], [Vincent et Agassant, 1986], induite par l'effet fontaine. La couche de peau a des fibres alignées dans la direction de l'écoulement, comme la montre l'observation au microscope, Figure 3-20.

L'autre paramètre d'injection, qui joue un rôle non négligeable, est la vitesse de l'injection. Pour des vitesses d'injection importantes, la couche de peau devient plus fine pendant que la couche de cœur, où des fibres s'orientent perpendiculairement à la direction de l'écoulement, est plus épaisse [Folkes et Russel, 1980], [Gupta et Wang, 1993].

b) Matières à injecter : le renfort et la matrice

Avec le paramètre de forme, l'influence de la géométrie des fibres sur l'orientation a été étudiée [Megally, 2005]. On a introduit dans un polypropylène, des fibres de verre ayant des longueurs différentes. Le paramètre de forme est défini par le rapport de la longueur sur le diamètre des fibres. Cette étude a montré que l'épaisseur de la couche de cœur s'accroît avec le paramètre de forme des fibres. Elle a également montré qu'une augmentation de la concentration de fibres contribue à l'épaisseur de la couche de cœur, et que la structure cœur-peau disparaît lorsque la concentration de fibres est assez faible, soit 10% de fibres de verre dans un polypropylène dans le cadre de cette étude.

La rhéologie de la matrice intervient dans l'écoulement de matière lors de l'injection. Pour les polymères, le profil de vitesse est beaucoup plus plat que celui des fluides newtoniens, et l'épaisseur de la couche de cœur est une fonction croissante de l'indice de pseudo plasticité du polymère. En outre, l'ajout de fibres aussi augmente le pseudo plasticité de la matrice [Ranganathan et Advani, 1993], [Tang et Altan, 1995].

c) Géométrie du moule

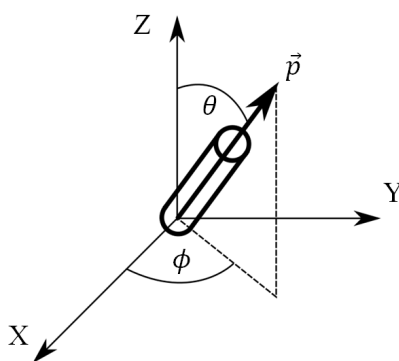
La géométrie de l'écoulement est un paramètre important de l'orientation des fibres [Fujiyama et al., 1977]. Certains travaux [Darlington et Smith, 1987], [Bay et Tucker, 1992] ont été consacrés à étudier l'influence des seuils d'injection sur l'orientation des fibres. Ils ont montré que la couche de cœur est caractérisée par des fibres perpendiculaires à la direction de l'écoulement lorsque les seuils d'injection sont le siège d'écoulements élongationnels.

Par ailleurs, la géométrie de l'outillage peut aussi affecter la couche de cœur comme présenté par [Gillepsie, 1984]. Une réduction de l'épaisseur de la cavité diminue l'épaisseur de la couche de cœur, où des fibres s'orientent perpendiculairement à la direction de l'écoulement. Donc, dans le cas d'une plaque mince l'orientation des fibres est quasiment unidirectionnelle dans la direction de l'écoulement.

### 5.2.2 Représentation mathématique de l'orientation des fibres

L'orientation d'une fibre peut être définie dans un repère de référence  $(X, Y, Z)$  par les angles d'Euler  $\theta$  et  $\phi$ , ou par un vecteur unitaire parallèle à la fibre :

$$\vec{p} = \begin{pmatrix} \sin \theta \cos \phi \\ \sin \theta \sin \phi \\ \cos \theta \end{pmatrix} \quad (5-1)$$



**Figure 5-3** Définition des angles d'Euler et du vecteur  $\vec{p}$ .

Dans la littérature [Advani et Tucker, 1987], [O'Connell et Duckett, 1991], [Eberhardt et Clarke, 2001], les angles d'orientation sont définis de façon conventionnelle : l'angle  $\theta$ , aussi appelé l'angle d'inclinaison, est l'angle de la direction de la fibre par rapport à l'axe  $Z$  et l'angle  $\phi$ , ou l'angle azimutal, est défini dans le plan  $(X, Y)$ , par rapport à l'axe  $X$ . Les valeurs de l'angle  $\theta$  varient entre  $0^\circ$  et  $180^\circ$ , alors que celles de l'angle  $\phi$  sont entre  $-90^\circ$  et  $90^\circ$ .

Dans le cas d'une pièce chargée par de nombreuses fibres, il est impossible de définir l'orientation de chacune des fibres. On utilise des fonctions de distribution mathématiques qui décrivent l'orientation des fibres de manière globale. La fonction d'orientation la plus simple est la fonction d'Hermans [Hermans, 1946], utilisée pour caractériser une distribution uni-axiale dans une direction de référence. Cette distribution est généralisée en décrivant les orientations par rapport à chaque axe du repère de référence  $(X, Y, Z)$  :

$$f_i = \frac{3\langle \cos^2 \theta_i \rangle - 1}{2} \quad (5-2)$$

avec  $i$  représentant les axes  $X$ ,  $Y$  ou  $Z$  et  $\theta_i$  étant l'angle d'orientation par rapport à l'axe  $i$ . La valeur de  $f_i$  est entre -0,5 et 1, qui donne lieu à la relation entre les axes de référence :

$$f_X + f_Y + f_Z = 0 \quad (5-3)$$

La fonction d'Hermans a été utilisée pour décrire l'orientation des axes cristallographiques dans les polymères semi-cristallins [Mendoza, 2005] et l'orientation de fibres de cellulose [McGee et McCullough, 1984]. Elle a aussi été adaptée à l'observation de la projection de fibres sur un plan [Vincent, 1984].

L'autre expression mathématique généralisée de la description de l'orientation des fibres est la fonction de distribution d'orientation  $\Psi(\theta, \phi)$ . Cette fonction décrit la probabilité  $P$  de trouver des fibres entre les angles  $\theta_1$  et  $\theta_1 + d\theta$ , et  $\phi_1$  et  $\phi_1 + d\phi$  [Tucker et Folgar, 1983], [Advani et Tucker, 1987], [Jain et Wetherhold, 1992].

$$P(\theta_1 \leq \theta \leq \theta_1 + d\theta, \phi_1 \leq \phi \leq \phi_1 + d\phi) = \Psi(\theta_1, \phi_1) \sin \theta_1 d\theta d\phi \quad (5-4)$$

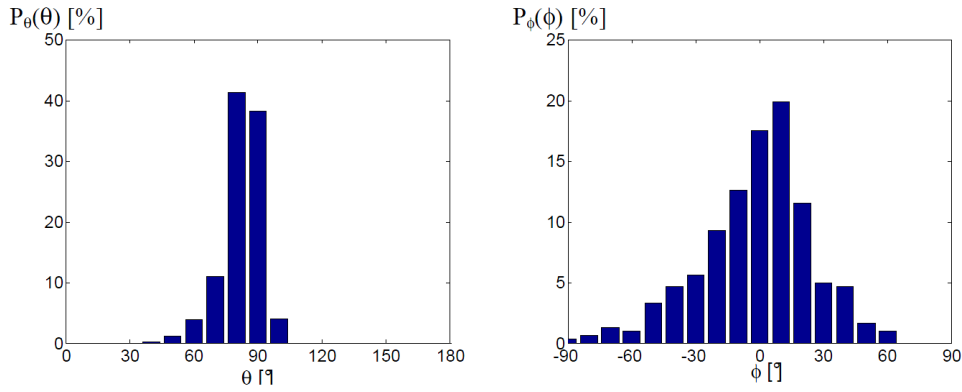
Sachant que les 2 extrémités d'une fibre sont identiques. La fonction de distribution d'orientation est une fonction paire :  $\Psi(\vec{p}) = \Psi(-\vec{p})$ , où les angles  $(\theta, \phi)$  sont représentés par un vecteur unitaire  $\vec{p}$ . Cette fonction est aussi soumise à la condition de normalisation :

$$\int_{-\frac{\pi}{2}}^{\frac{\pi}{2}} \int_0^{\pi} \Psi(\theta, \phi) \sin \theta d\theta d\phi = \int_{\Omega} \Psi(\vec{p}) d\vec{p} = 1 \quad (5-5)$$

Où  $\Omega$  est une sphère unitaire. Dans le cas d'une analyse en 2D, les fonctions de distribution des probabilités d'orientation par rapport aux angles  $\theta$  ou  $\phi$  peuvent être déterminées en intégrant une fois l'équation. (5-4), soit  $P_{\theta}(\theta)$  par rapport à l'axe  $Z$  ou  $P_{\phi}(\phi)$  dans le plan  $(X, Y)$ . Par exemple, la probabilité  $P_{\theta}(\theta)$  de trouver une fibre orientée dans un intervalle  $[\theta - \theta_1; \theta + \theta_1]$  est définie par :

$$P_{\theta}(\theta) = \int_{\theta - \theta_1}^{\theta + \theta_1} \Psi_{\theta}(\theta') d\theta' \quad (5-6)$$

Cela nous permet d'obtenir la distribution d'orientation d'un ensemble de fibres, distribution discrète, comme l'exemple de la Figure 5-4.



**Figure 5-4** Distribution discrète de probabilité d'orientation  $P_\theta(\theta)$  et  $P_\phi(\phi)$  dans le cas d'un polyamide chargé de 30% en poids de fibres de verre [Bensahkoun, 2006].

Malgré une description complète de l'orientation apportée par la fonction de distribution d'orientation, les tenseurs d'orientation proposés par [Hand, 1962] sont largement utilisés grâce à leur avantage d'avoir la même forme tensorielle que les représentations du comportement élastique des composites, et peuvent être intégrés facilement dans les modèles micromécaniques. Les tenseurs d'orientation sont les moments de la fonction  $\Psi$  [Advani et Tucker, 1987]. Dans le cadre de l'utilisation de modèles micromécaniques, nous nous focalisons uniquement sur les tenseurs d'orientation d'ordre 2 et d'ordre 4, dont les composantes sont définies avec les relations suivantes :

$$a_{ij} = \int_{\Omega} p_i p_j \Psi(\vec{p}) d\vec{p} = \langle p_i p_j \rangle \quad \underline{e}_i \otimes \underline{e}_j \quad i, j \in [1, 3] \quad (5-7)$$

$$a_{ijkl} = \int_{\Omega} p_i p_j p_k p_l \Psi(\vec{p}) d\vec{p} = \langle p_i p_j p_k p_l \rangle \quad \underline{e}_i \otimes \underline{e}_j \otimes \underline{e}_k \otimes \underline{e}_l \quad i, j, k, l \in [1, 3] \quad (5-8)$$

Où  $\Omega$  est une sphère unitaire,  $\vec{p}$  est un vecteur parallèle à la fibre et les crochets  $\langle \rangle$  représentent la valeur moyenne sur toutes les orientations d'une population de fibres. La fonction  $\Psi$  est une fonction paire, et par conséquent les moments d'ordre impair sont nuls. De plus, suite à la symétrie et la normalité de ces tenseurs, le tenseur d'ordre 2 et le tenseur d'ordre 4 possèdent respectivement 5 et 13 composantes indépendantes.

Dans le cas d'une seule fibre orientée parallèlement au vecteur  $\vec{p}(\theta, \phi)$ , les composantes du tenseur d'ordre 2 peuvent être déterminées en utilisant l'équation (5-7) avec les composantes du vecteur  $\vec{p}$ , décrites par l'équation (5-1) :

$$[a_{ij}] = \begin{bmatrix} \sin^2 \theta \cos^2 \phi & \sin^2 \theta \cos \phi \sin \phi & \sin \theta \cos \theta \cos \phi \\ \sin^2 \theta \cos \phi \sin \phi & \sin^2 \theta \sin^2 \phi & \sin \theta \cos \theta \sin \phi \\ \sin \theta \cos \theta \cos \phi & \sin \theta \cos \theta \sin \phi & \cos^2 \theta \end{bmatrix} \quad (5-9)$$

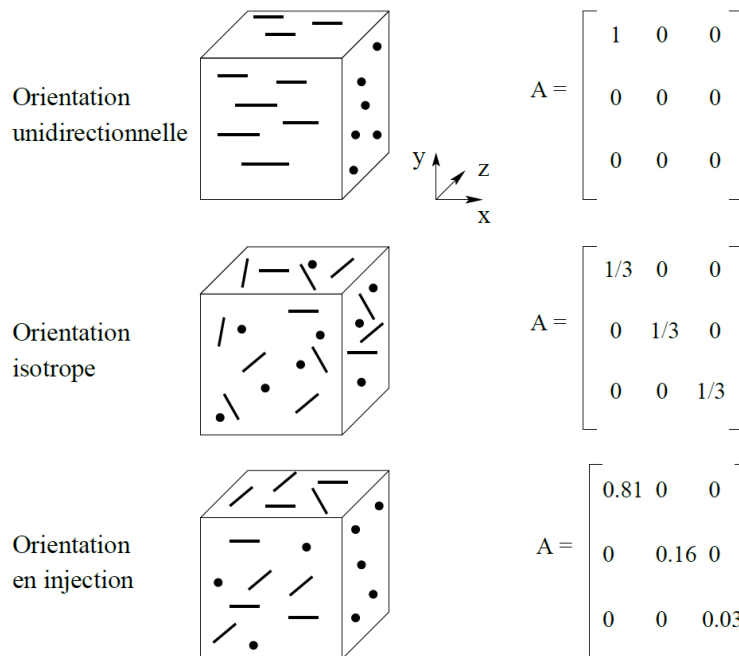
Dans le cas plus général où  $n$  fibres sont considérées, ces composantes peuvent être déterminées en moyennant chacune des composantes de chacune des fibres selon la relation ci-après :

$$a_{ij} = \frac{1}{n} \sum_{K=1}^n a_{ij}^K = \frac{1}{n} \sum_{K=1}^n p_i^K p_j^K \quad (5-10)$$

De même, les composantes du tenseur d'ordre 4 peuvent être déterminées pour une population de  $n$  fibres par la relation suivante :

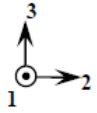
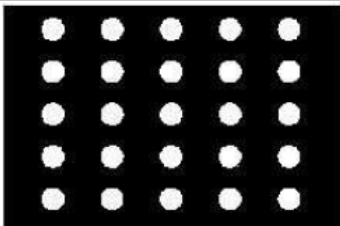
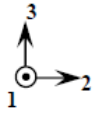
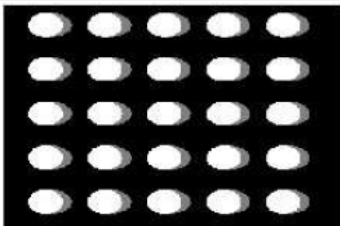
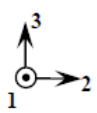
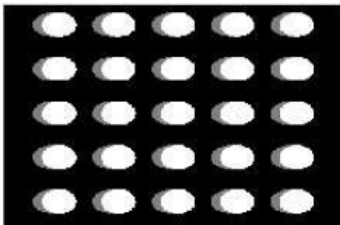
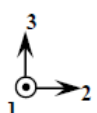
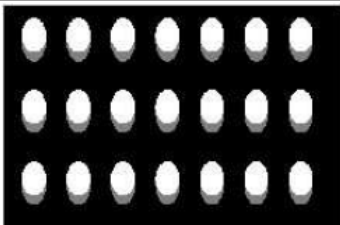
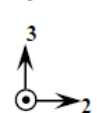
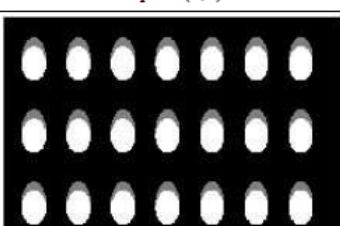
$$a_{ijkl} = \frac{1}{n} \sum_{K=1}^n a_{ijkl}^K = \frac{1}{n} \sum_{K=1}^n p_i^K p_j^K p_k^K p_l^K \quad (5-11)$$

En termes de l'interprétation physique de ces tenseurs d'orientation, les composantes  $a_{11}$ ,  $a_{22}$  et  $a_{33}$  quantifient respectivement l'alignement des fibres suivant les axes du repère de référence ( $X$ ,  $Y$ ,  $Z$ ), représentés par les vecteurs unitaires  $e_1$ ,  $e_2$  et  $e_3$ . Si  $a_{11} = 1$ , toutes les fibres sont orientées suivant la direction  $e_1$ . Au contraire,  $a_{11} = 0$  signifie que toutes les fibres sont perpendiculaires à la direction  $e_1$ . Ainsi, la Figure 5-5 illustre quelques exemples d'interprétation de tenseur d'orientation  $A$ .



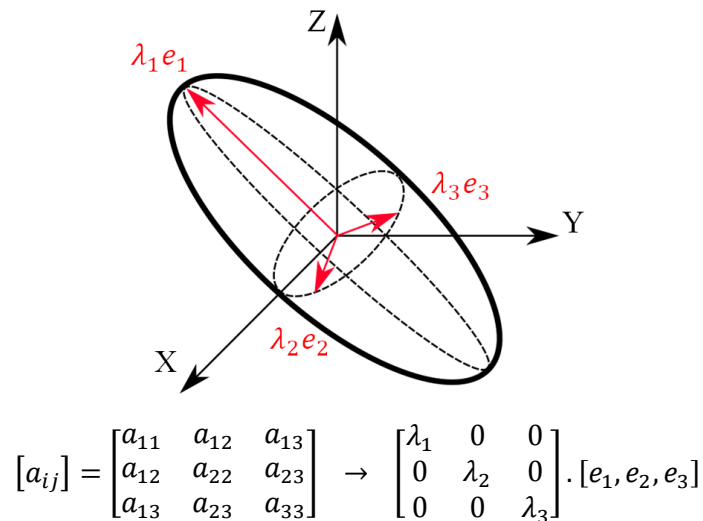
**Figure 5-5** Exemple de tenseurs d'orientation pour différentes orientations dans le cas 3D [Redjeb, 2007].

Afin de mieux comprendre la signification des termes du tenseur d'orientation, des composites parfaitement unidirectionnels, où les fibres sont orientées à différents angles, ont été considérés [Bensahkoun, 2006]. Des échantillons ont été coupés perpendiculairement à la direction 1 ( $e_1$ ), et des images de l'intersection des fibres avec le plan (2,3) sont présentées dans la Figure 5-6, avec les angles d'Euler ( $\theta$ ,  $\phi$ ) des fibres, ainsi que les tenseurs d'orientation correspondants.

Image de référence		Tenseur théorique
$\theta' = 90^\circ$ $\phi' = 0^\circ$   Fibres parallèles à l'axe 1	$\begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$	
$\theta' = 90^\circ$ $\phi' = -45^\circ$   Fibres à $-45^\circ$ dans plan (1,2)	$\begin{bmatrix} 0,5 & -0,5 & 0 \\ -0,5 & 0,5 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$	
$\theta' = 90^\circ$ $\phi' = 45^\circ$   Fibres à $+45^\circ$ dans plan (1,2)	$\begin{bmatrix} 0,5 & 0,5 & 0 \\ 0,5 & 0,5 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}$	
$\theta' = -45^\circ$ $\phi' = 0^\circ$   Fibres à $-45^\circ$ dans plan (1,3)	$\begin{bmatrix} 0,5 & 0 & -0,5 \\ 0 & 0 & 0 \\ -0,5 & 0 & 0,5 \end{bmatrix}$	
$\theta' = 45^\circ$ $\phi' = 0^\circ$   Fibres à $+45^\circ$ dans plan (1,3)	$\begin{bmatrix} 0,5 & 0 & 0,5 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0,5 & 0 & 0,5 \end{bmatrix}$	

**Figure 5-6** Exemple de tenseurs d'orientation dans le cas où les fibres sont orientées de manière unidirectionnelle [Bensahkoun, 2006].

Par ailleurs, l'état de l'orientation des fibres peut être décrit à l'aide d'un ellipsoïde, représentation proposée par Advani [Advani et Tucker, 1987]. Le tenseur d'orientation d'ordre 2 peut être représenté sous la forme d'un ellipsoïde : les axes de l'ellipsoïde sont les vecteurs propres  $e$  de l'orientation préférentielle des fibres et les valeurs propres  $\lambda$  du tenseur d'orientation donnent la proportion des fibres suivant ces axes [Altan et al., 1990], Figure 5-7. Les proportions des fibres suivant les axes principaux respectent la condition  $\lambda_1 + \lambda_2 + \lambda_3 = 1$ .



**Figure 5-7** Représentation ellipsoïdale du tenseur d'ordre 2.

En pratique, un tenseur d'orientation des fibres d'une structure donnée peut être déterminé par 2 méthodes. La première méthode utilise une technique d'analyse d'image. Il s'agit de quantifier la coupe elliptique des fibres sur une section du matériau, et de traduire les données obtenues en termes d'orientation [Roulin-Moloney, 1989], [Leterrier, 1991], [Averous, 1995], [Saint-Martin, 2003]. Cette méthode a l'avantage de donner l'orientation réelle des fibres sur la section observée. Par contre, il est difficile d'observer toutes les sections d'une structure injectée et par conséquent cette méthode est privilégiée dans le cas de distributions assez homogènes au sein d'une structure non-complexe.

La deuxième méthode utilisée est la prédiction numérique de l'orientation des fibres. Nous avons utilisé cette méthode. Sur la structure étudiée, assez complexe, nous avons employé le logiciel MoldFlow. Cela nous permet de simuler à la fois une procédure d'injection et une estimation des orientations locales des fibres. Ce logiciel utilise le modèle de Folgar et Tucker [Folgar et Tucker, 1984] pour obtenir le tenseur d'orientation  $[a_{ij}]$  d'ordre 2. Les prédictions de ce modèle ne sont pas précises dans les zones à géométrie complexe, où des écarts supérieurs à 30% par rapport aux mesures expérimentales sont parfois obtenus [Bensahkoun, 2006].

### 5.3 Modèles micromécaniques

En termes de comportement du matériau, les modèles micromécaniques nous permettent d'estimer le comportement homogène équivalent à celui du matériau multiphasique. Dans le cas de matériaux composites bi-phasiques, il s'agit de relier l'échelle microscopique, où la phase renforts et la phase matrice sont distinguées, à l'échelle macroscopique, qui est considérée homogène comme la structure étudiée.

Afin de présenter cette méthode d'homogénéisation, nous considérons un volume élémentaire représentatif, (appelé V.E.R.), du matériau hétérogène, (le composite dans ce cas). Ce VER contient



une fibre  $f$  immergée dans la matrice polymère  $m$ . La contrainte  $\bar{\sigma}$  et la déformation  $\bar{\varepsilon}$  du composite sont déterminées comme les moyennes spatiales :

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{V} \iiint_V \sigma(x, y, z) dx dy dz \quad \text{et} \quad \bar{\varepsilon} = \frac{1}{V} \iiint_V \varepsilon(x, y, z) dx dy dz \quad (5-12)$$

En tant que matériau bi-phasique, la somme des volumes des 2 phases est égale au volume total,  $V_f + V_m = V$ . Ainsi, les contraintes de chaque phase et la contrainte moyenne peuvent être calculées par les relations suivantes :

$$\bar{\sigma}^f = \frac{1}{V_f} \iiint_{V_f} \sigma(x, y, z) dx dy dz \quad \text{et} \quad \bar{\sigma}^m = \frac{1}{V_m} \iiint_{V_m} \varepsilon(x, y, z) dx dy dz \quad (5-13)$$

$$\bar{\sigma} = \frac{V_f \bar{\sigma}^f + V_m \bar{\sigma}^m}{V} = v_f \bar{\sigma}^f + v_m \bar{\sigma}^m \quad (5-14)$$

Avec  $v_f$  et  $v_m$  les fractions volumiques des 2 phases  $f$  et  $m$ . De même, la déformation moyenne  $\bar{\varepsilon}$  est :

$$\bar{\varepsilon} = v_f \bar{\varepsilon}^f + v_m \bar{\varepsilon}^m \quad (5-15)$$

Dans le domaine élastique, les contraintes et les déformations moyennes sont reliées par le tenseur de rigidité  $C$  selon la loi de Hooke.

$$\bar{\sigma} = C : \bar{\varepsilon} \quad (5-16)$$

$$\bar{\sigma} = v_f (C^f : \bar{\varepsilon}^f) + v_m (C^m : \bar{\varepsilon}^m) \quad (5-17)$$

où  $C^f$  et  $C^m$  sont respectivement les matrices de rigidité de la fibre et de la matrice. De la même façon, la déformation moyenne s'écrit :

$$\bar{\varepsilon} = v_f (S^f : \bar{\sigma}^f) + v_m (S^m : \bar{\sigma}^m) \quad (5-18)$$

Où  $S^f$  et  $S^m$  sont respectivement les matrices de souplesse de la fibre et de la matrice, matrices inverses des matrices de rigidité.

$$S^f = [C^f]^{-1} \quad \text{et} \quad S^m = [C^m]^{-1} \quad (5-19)$$

A partir de la contrainte moyenne sur le V.E.R. du composite obtenue avec l'équation (5-17), qui est définie en fonction des déformations de la fibre et de la matrice, nous obtenons le tenseur de localisation des déformations  $A$  [Hill, 1963]. Ce tenseur est introduit afin de relier la déformation au point considéré à la déformation moyenne du composite, ce qui nous permet d'obtenir la matrice de rigidité du composite. De même manière, le tenseur de localisation des contraintes  $B$  est également introduit. Dans le cas de fibres unidirectionnelles par exemple, ces tenseurs de localisation  $A$ ,  $B$  sont définis comme :

$$\bar{\varepsilon}^f = A : \bar{\varepsilon} \quad \text{et} \quad \bar{\sigma}^f = B : \bar{\sigma} \quad (5-20)$$

Il existe aussi un tenseur de localisation des déformations  $\hat{A}$ , rapport entre la déformation moyenne dans la fibre et la déformation moyenne dans la matrice :

$$\bar{\varepsilon}^f = \hat{A} : \bar{\varepsilon}^m \quad (5-21)$$

Les tenseurs de localisation  $A$  et  $\hat{A}$  sont reliés par :

$$A = \hat{A} [(1 - v_f)I + v_f \hat{A}]^{-1} \quad (5-22)$$

Par l'introduction des tenseurs de localisation, Eq. (5-20), dans les définitions de contrainte et de déformation du composite Eq. (5-17) et Eq. (5-18), nous pouvons déduire les matrices de rigidité et de souplesse du composite comme :

$$C = C^m + v_f (C^f - C^m) A \quad (5-23)$$

$$S = S^m + v_f (S^f - S^m) B \quad (5-24)$$

Les relations (5-23) et (5-24) nous permettent d'estimer les caractéristiques d'élasticité du composite en connaissant les caractéristiques d'élasticité de la fibre et de la matrice, et les tenseurs de localisation de chaque phase. Ce sont ces tenseurs de localisation qui différencient les modèles micromécaniques. Cependant, ces modèles ne sont qu'une estimation de la représentation réelle au sein du matériau ou des encadrements des propriétés effectives du composite. Dans la suite, nous présenterons les techniques d'homogénéisation, où des modèles déterminants des tenseurs de localisation sont présentés, puis la prise en compte de l'orientation des fibres.

### 5.3.1 Techniques d'homogénéisation en élasticité

Nous présentons ici le modèle utilisé dans ce travail, le modèle de Lielens, ainsi que les modèles des bornes de Voigt et de Reuss, la méthode d'Eshelby et le modèle de Mori-Tanaka. Il est également intéressant de noter que les hypothèses suivantes sont prises en compte :

- les renforts et la matrice sont linéairement élastiques et isotropes ;
- les renforts sont axisymétriques, identiques en forme et taille, et caractérisés par un rapport de forme  $s = l/d$  (longueur sur diamètre du renfort) ;
- les renforts et la matrice sont parfaitement liés aux interfaces pendant la déformation.

a) Bornes de Voigt et de Reuss

L'approche de Voigt [Voigt, 1889], [Voigt, 1910] suppose que le renfort et la matrice supportent la même déformation  $\bar{\varepsilon}^f = \bar{\varepsilon}$ , et par conséquent, le tenseur de localisation des déformations  $A = I$ , où  $I$  est le tenseur identité. Donc l'équation (5-23) devient :

$$C_{\text{Voigt}} = C^m + v_f(C^f - C^m) \quad (5-25)$$

Cette matrice de rigidité  $C_{\text{Voigt}}$  constitue une borne supérieure des propriétés du composite. L'approche de Reuss [Reuss, 1929] suppose que le renfort et la matrice supportent la même contrainte. Il en résulte que  $B = I$ , et l'équation (5-24) devient :

$$S_{\text{Reuss}} = S^m + v_f(S^f - S^m) \quad (5-26)$$

Cette matrice de souplesse constitue une borne inférieure des propriétés du composite. Par contre, lorsque les propriétés du renfort et de la matrice sont très différentes, les bornes de Voigt et Reuss sont très éloignées.

b) Inclusion équivalente d'Eshelby

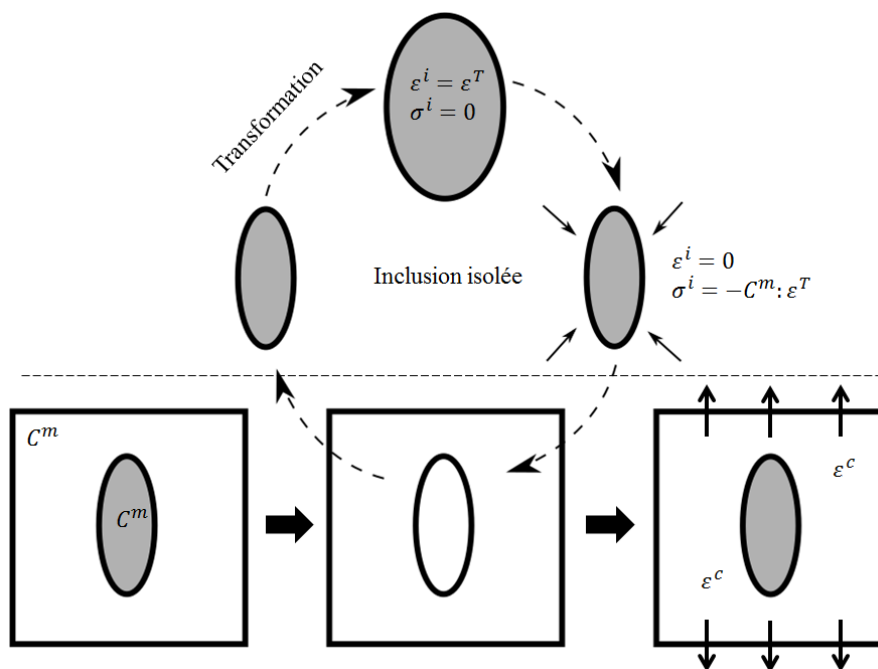


Figure 5-8 Schéma du problème d'Eshelby de l'inclusion équivalente.

C'est un problème de mécanique des milieux hétérogènes, où une inclusion ellipsoïdale est entourée d'une matrice infinie. La solution de ce problème proposée par Eshelby [Eshelby, 1957], [Eshelby, 1961] est la base de presque tous les modèles d'homogénéisation. Ainsi, un milieu homogène, de comportement élastique linéaire  $C^m$  est considéré. Il est séparé en 2 domaines,

l'inclusion de forme ellipsoïdale et la matrice, suivant le schéma présenté dans la Figure 5-8. Si l'inclusion est isolée de la matrice, et elle est soumise à une transformation induisant la déformation  $\varepsilon^T$  dans l'inclusion non entourée par la matrice. Les phénomènes physiques qui induisent une telle transformation sont par exemple une transformation de phase ou un changement relatif de volume en fonction de la température du matériau hétérogène, quand les coefficients de dilatation de chaque phase sont différents. Dans la réalité, l'inclusion n'est pas isolée, et elle est entourée par la matrice. Pour replacer l'inclusion en place, elle est ramenée à la géométrie originale et subit la contrainte  $\sigma^i = -C^m : \varepsilon^T$ . Afin de maintenir l'équilibre à la suite de cette transformation, il faut créer une déformation  $\varepsilon^c$  dans les 2 domaines. Les contraintes qui en résultent dans la matrice et dans l'inclusion sont :

$$\sigma^m = C^m : \varepsilon^c \quad (5-27)$$

$$\sigma^i = C^m : (\varepsilon^c - \varepsilon^T) \quad (5-28)$$

D'après la formulation d'Eshelby,  $\varepsilon^c$  est reliée à  $\varepsilon^T$  :

$$\varepsilon^c = S^E : \varepsilon^T \quad (5-29)$$

Où  $S^E$  est le tenseur d'Eshelby, qui dépend du rapport de forme  $s$  et des caractéristiques élastiques de la matrice et de la fibre.

### c) Modèle d'Eshelby en solution diluée

Ce modèle est basé sur le résultat du problème d'Eshelby de l'inclusion équivalente en considérant l'inclusion hétérogène, de rigidité  $C^f$ . Il s'agit de démontrer l'équivalence entre l'inclusion homogène et l'inclusion hétérogène. Dans ce cas, elles ont la même forme, et sont entourées de la matrice de rigidité  $C^m$ .

Dans le cas de l'inclusion homogène équivalente, lors d'une charge appliquée, les 2 domaines sont soumis à la déformation  $\bar{\varepsilon}$ , qui sera combinée avec la déformation existante. Ainsi, la déformation et la contrainte de l'inclusion homogène équivalente s'écrivent :

$$\varepsilon^{\text{équivalente}} = \bar{\varepsilon} + (\varepsilon^c - \varepsilon^T) \quad (5-30)$$

$$\sigma^{\text{équivalente}} = C^m : \varepsilon^{\text{équivalente}} = C^m : [\bar{\varepsilon} + (\varepsilon^c - \varepsilon^T)] \quad (5-31)$$

Dans le cas de l'inclusion hétérogène, il n'existe pas de déformation induite par une transformation. Nous pouvons donc écrire la déformation et la contrainte de l'inclusion hétérogène comme :

$$\varepsilon^f = \bar{\varepsilon} + \varepsilon^c \quad (5-32)$$

$$\sigma^f = C^f : \varepsilon^f = C^f : (\bar{\varepsilon} + \varepsilon^c) \quad (5-33)$$

Pour le même état de contrainte et de déformation, nous écrivons :

$$\sigma^f = \sigma^{\text{équivalente}} \quad (5-34)$$

$$C^f : (\bar{\varepsilon} + \varepsilon^c) = C^m : [\bar{\varepsilon} + (\varepsilon^c - \varepsilon^T)] \quad (5-35)$$

$$\varepsilon^c = \varepsilon^f - \bar{\varepsilon} \quad (5-36)$$

En reportant l'expression (5.36) dans l'équation (5-35), nous obtenons :

$$C^f : (\varepsilon^f) = C^m : (\varepsilon^f - \varepsilon^T) \quad (5-37)$$

En multipliant les 2 membres de cette équation par  $S^E : S^m$ , et en remplaçant  $\varepsilon^c = \varepsilon^f - \bar{\varepsilon}$ , cette équation devient :

$$\varepsilon^f = [I + S^E : S^m : (C^f - C^m)]^{-1} : \bar{\varepsilon} \quad (5-38)$$

Avec cette équation, nous pouvons déduire le tenseur de localisation des déformations :

$$\varepsilon^f = A^{\text{Eshelby}} : \bar{\varepsilon} \quad (5-39)$$

$$A^{\text{Eshelby}} = [I + S^E : S^m : (C^f - C^m)]^{-1} \quad (5-40)$$

Nous pouvons ainsi déterminer le comportement homogène du composite, à partir des comportements de la matrice et de la fibre, en utilisant le modèle d'Eshelby en solution diluée :

$$C = C^m + v_f (C^f - C^m) : A^{\text{Eshelby}} \quad (5-41)$$

Dans ce modèle l'inclusion est entourée par une matrice infinie, la solution diluée est donc valable lorsqu'il n'y a aucune interaction entre des inclusions. En pratique, cette solution peut s'appliquer seulement dans le cas de matériaux hétérogènes ayant une faible fraction volumique d'inclusion (jusqu'à 1% de  $v_f$ ). Dans le cas où l'inclusion est enrobée par la matrice isotrope, les expressions du tenseur d'Eshelby sont présentées en fonction de la forme de l'inclusion dans [Mura, 1991] et [Nemat-Nasser et Hori, 1999].

#### d) Modèle de Mori-Tanaka

Ce modèle a été proposé pour la première fois par Mori et Tanaka [Mori et Tanaka, 1973] pour prendre en compte des interactions entre des fibres lorsque la fraction volumique du matériau est élevée avec des inclusions ayant les mêmes propriétés que la matrice. Le modèle de Mori-Tanaka a ensuite été adapté au cas où le matériau contient des inclusions de rigidité  $C^f$  [Wakashima et al.,

1974]. Dans le cas d'un composite bi-phasique, la solution a été proposée par Benveniste [Benveniste, 1987]. Il a considéré un composite contenant des fibres identiques et alignées, et a montré que :

$$\hat{A}^{MT} = A^{Eshelby} \quad (5-42)$$

Avec l'équation (5-22), nous pouvons déduire le tenseur de localisation des déformations du modèle Mori-Tanaka  $A^{MT}$  :

$$A^{MT} = A^{Eshelby} [(1 - v_f)I + v_f A^{Eshelby}]^{-1} \quad (5-43)$$

Le modèle de Mori-Tanaka peut être utilisé pour des composites avec une fraction volumique de fibre assez importante, jusqu'à 20-30%.

#### e) Modèle de Lielens

La méthode d'homogénéisation proposée par Lielens [Lielens et al., 1998] montre une bonne prédiction du comportement homogène des matériaux de forte concentration d'inclusions (jusqu'à 40-60%), en interpolant entre les bornes inférieure et supérieure du tenseur de localisation. Les bornes de Voigt et de Reuss donnent des bornes trop éloignées. Aussi, les bornes proposées par Hashin-Shtrickman-Willis [Willis, 1977], établies pour des matériaux contenant des inclusions ellipsoïdales distribuées aléatoirement, ont été utilisées :

$$\hat{A}^{inf} = [I + S^{E(m)} : (C^m)^{-1} : (C^f - C^m)]^{-1} \quad (5-44)$$

$$\hat{A}^{sup} = [I + S^{E(f)} : (C^f)^{-1} : (C^m - C^f)]^{-1} \quad (5-45)$$

où  $\hat{A}^{inf}$  est la borne inférieure, identique à celle du modèle de Mori-Tanaka avec  $S^{E(m)}$  le tenseur d'Eshelby où l'inclusion est entourée par la matrice.  $\hat{A}^{sup}$  est la borne supérieure, déterminée aussi par le modèle de Mori-Tanaka, où au contraire la matrice est entourée par l'inclusion. Le tenseur de localisation de Lielens est déterminé en utilisant une loi des mélanges entre ces bornes :

$$\hat{A}^{Li} = \left\{ (1 - f^*) [\hat{A}^{inf}]^{-1} + f^* [\hat{A}^{sup}]^{-1} \right\}^{-1} \quad (5-46)$$

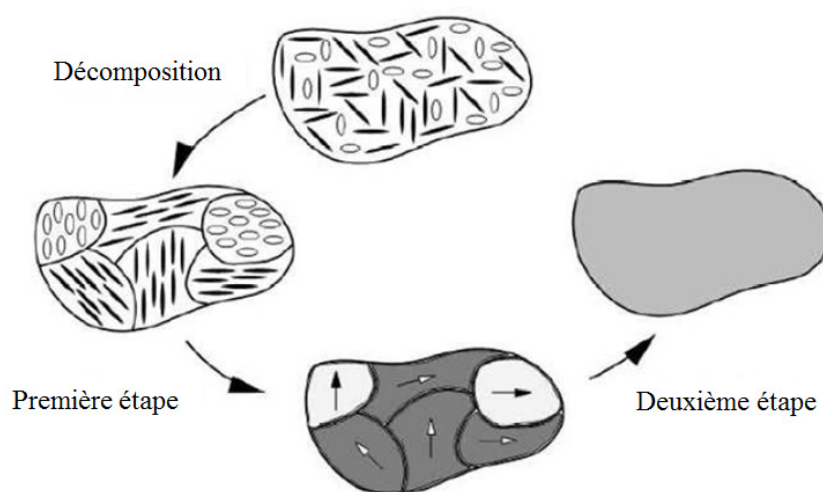
$$A^{Li} = \hat{A}^{Li} : [(1 - v_f)I + v_f \hat{A}^{Li}]^{-1} \quad (5-47)$$

où  $f^*$  est la fonction de mélange reliée à la fraction volumique  $v_f$ . C'est une fonction monotone, qui satisfait les conditions  $f^*(v_f = 0) = 0$  et  $f^*(v_f = 1) = 1$ . Dans notre travail, nous avons utilisé la fonction de mélange  $f^*$  proposée par Lielens :

$$f^* = \frac{v_f + v_f^2}{2} \quad (5-48)$$

### 5.3.2 Prise en compte de l'orientation des fibres

Le modèle d'homogénéisation présenté précédemment s'applique uniquement aux matériaux hétérogènes, dont des inclusions sont alignées (unidirectionnelles). Dans le cas de composites bi-phasiques où des fibres sont aléatoirement alignées, il est difficile d'appliquer ce modèle à cause de l'absence de définition des bornes d'interpolation. Aussi, la méthode d'homogénéisation en 2 étapes a été utilisée [Advani et Tucker, 1987]. L'idée de base est de décomposer un matériau hétérogène en grains regroupant des fibres de même orientation avec la même fraction volumique pour chaque grain (Figure 5-9). La première étape transforme le composite, dont les fibres sont aléatoirement alignées, en plusieurs grains de composite unidirectionnel.



**Figure 5-9** Schéma d'homogénéisation en 2 étapes [Doghri et Tinel, 2005].

Dans la deuxième étape, l'ensemble des grains est homogénéisé en un seul matériau homogène anisotrope en moyennant les tenseurs de rigidité  $C^{UD}$  de chaque grain de composite unidirectionnel. Cela peut être réalisé à l'aide de la fonction de distribution d'orientation  $\Psi(\theta, \phi)$ :

$$C = \int_{\Omega} C^{UD}(\theta, \phi) \Psi(\theta, \phi) d\Omega \quad (5-49)$$

Avec  $\Omega$  représentant une sphère unitaire. Par contre, l'utilisation de cette relation est difficile en raison de l'absence de définition complète de  $\Psi(\theta, \phi)$  et aussi de l'implémentation assez compliquée dans les codes de calcul. Advani et Tucker [Advani et Tucker, 1987] ont également proposé l'utilisation de tenseurs d'orientation, qui sont plus concis et plus faciles à implémenter dans les codes de calcul. Pour pouvoir utiliser cette méthode, les comportements homogènes des composites unidirectionnels lors d'une première homogénéisation sont impérativement isotropes transverses. Cette exigence est satisfaite lorsque les comportements des 2 phases sont isotropes ou isotropes transverses. Cela nous permet de réécrire l'équation (5-49) sous la forme suivante :

$$C_{ijkl} = C_1 a_{ijkl} + C_2 (a_{ij} \delta_{kl} + a_{kl} \delta_{ij}) + C_3 (a_{ik} \delta_{jl} + a_{il} \delta_{jk} + a_{jl} \delta_{ik} + a_{jk} \delta_{il}) + C_4 \delta_{ij} \delta_{kl} + C_5 (\delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) \quad (5-50)$$

Où  $\delta$  est le tenseur unitaire et les 5 constantes  $C_i$  sont exprimées en fonction des 5 constantes de rigidité indépendantes caractérisant le comportement isotrope transverse du composite unidirectionnel, définies par :

$$C_1 = C_{3333}^{UD} - 2C_{3232}^{UD} + C_{2211}^{UD} - 4C_{3232}^{UD} + 2C_{2121}^{UD} \quad (5-51)$$

$$C_2 = C_{3322}^{UD} - C_{2211}^{UD} \quad (5-52)$$

$$C_3 = C_{3232}^{UD} - C_{2121}^{UD} \quad (5-53)$$

$$C_4 = C_{2211}^{UD} \quad (5-54)$$

$$C_5 = C_{2121}^{UD} \quad (5-55)$$

Avec cette méthode d'homogénéisation, la prise en compte de l'orientation des fibres peut être réalisée en fonction des tenseurs d'orientation d'ordre 2 et 4. Comme mentionné dans la section précédente, ce travail utilise les tenseurs d'orientation obtenus par le logiciel MoldFlow, qui fournit le tenseur d'orientation d'ordre 2. Afin d'obtenir le tenseur d'ordre 4, nous avons adopté l'équation de fermeture, qui nous permet de relier le tenseur d'ordre 4 au tenseur d'ordre 2. De nombreux auteurs ont développé des équations de fermeture, dont les plus connues sont les équations de fermeture classiques (linéaire [Hand, 1962], quadratique et hybride), l'équation de fermeture naturelle [Verleye, 1995] pour des distributions dans un plan, et les équations de fermeture orthotropes [Cintra et Tucker, 1995], qui sont l'extension de l'équation naturelle aux distributions 3D.

Dans ce travail, nous avons adopté l'équation de fermeture hybride [Advani et Tucker, 1987], qui est une combinaison des équations linéaire (pour une distribution d'orientation isotrope) et quadratique (pour une distribution d'orientation unidirectionnelle) par pondération. Les équations linéaire et quadratique sont respectivement définies par :

$$a_{ijkl}^{lin} = \frac{1}{7} (a_{ij} \delta_{kl} + a_{ik} \delta_{jl} + a_{il} \delta_{jk} + a_{kl} \delta_{ij} + a_{jl} \delta_{ik} + a_{jk} \delta_{il}) - \frac{1}{35} (\delta_{ij} \delta_{kl} + \delta_{ik} \delta_{jl} + \delta_{il} \delta_{jk}) \quad (5-56)$$

$$a_{ijkl}^{quad} = a_{ij} a_{kl} \quad (5-57)$$

Ainsi, l'équation de fermeture hybride s'écrit :

$$a_{ijkl}^{hybride} = (1 - f) a_{ijkl}^{lin} + f a_{ijkl}^{quad} \quad (5-58)$$

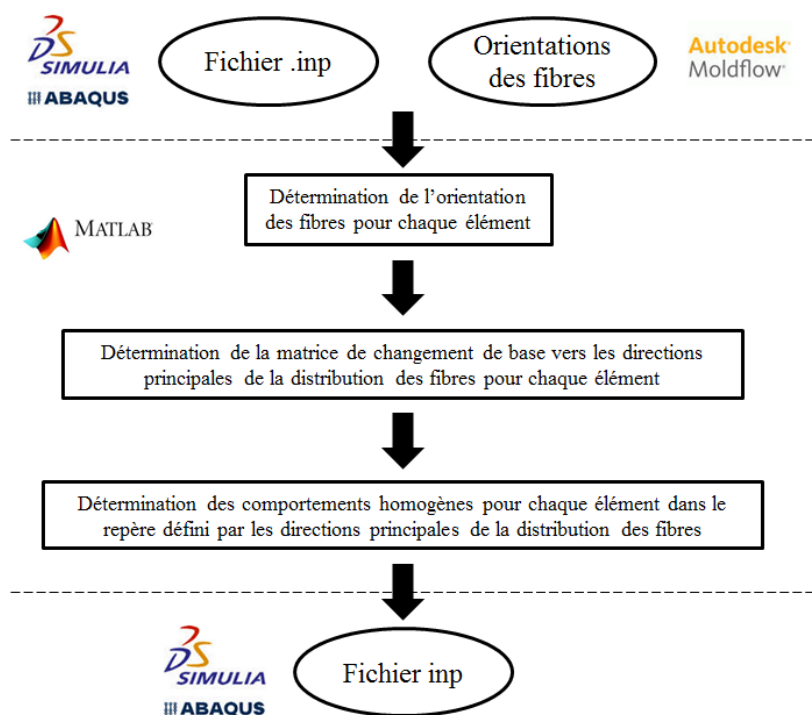


Où  $f$  est une fonction de pondération qui vaut 0 dans le cas isotrope, et 1 dans le cas unidirectionnel. Nous avons choisi l'équation de fermeture hybride de type A [Advani et Tucker, 1987], dont la fonction  $f$  est définie par :

$$f = \frac{3}{2} a_{ij} a_{kl} - \frac{1}{2} \quad (5-59)$$

### 5.3.3 Implémentation dans le code de calcul

Dans ce travail, nous avons utilisé le code commercial d'éléments finis Abaqus. Afin de rendre le comportement homogène en fonction de l'orientation locale des fibres, comportement qui est estimé par le modèle micromécanique mentionné précédemment, nous avons modifié un fichier .inp. Nous avons rajouté les modules de l'ingénieur de chaque élément, dont l'orientation locale des fibres a été déterminée à partir des données engendrées par MoldFlow (fournies par notre partenaire industriel). Ainsi, un modèle à simuler est d'abord créé sur Abaqus afin de sortir un fichier .inp, qui contient des informations du maillage adopté telles que des nœuds, des éléments et des conditions aux limites. Le logiciel MATLAB est ensuite utilisé pour modifier le fichier .inp original en déterminant les comportements homogènes de chaque élément et en les rajoutant dans ce fichier .inp. Le schéma illustré sur la Figure 5-10 montre l'organigramme de la procédure de modification.



**Figure 5-10** Organigramme de la procédure de modification du fichier .inp original.

Il faut remarquer que les comportements homogènes rajoutés dans un fichier .inp sont écrits dans le repère défini par les directions principales de la distribution des fibres. C'est-à-dire que les axes du repère utilisé représentent la direction de l'écoulement, la direction perpendiculaire à

l'écoulement et la direction hors plan comme dans le cas des plaques caractérisées. Cela nous permet d'utiliser par la suite, les contraintes à rupture déterminées expérimentalement sur ces plaques, pour décrire le critère de rupture retenu. Afin d'exprimer la matrice de rigidité  $C$  dans la base des directions principales, il suffit d'utiliser la relation suivante :

$$C' = T_s C T_s^T \quad (5-60)$$

Où  $C'$  est la matrice de rigidité dans la nouvelle base et  $T_s$  est une matrice de changement de base, qui est formée par des composantes de la matrice de rotation. La matrice de rotation  $U$  peut être déterminée par les vecteurs propres  $e$  du tenseur d'orientation (Figure 5-7), et s'écrit :

$$[U] = [e_1, e_2, e_3] = \begin{bmatrix} U_{11} & U_{12} & U_{13} \\ U_{21} & U_{22} & U_{23} \\ U_{31} & U_{32} & U_{33} \end{bmatrix} \quad (5-61)$$

La matrice  $T_s$  peut être déterminée par :

$$[T_s] = \begin{bmatrix} U_{11}^2 & U_{21}^2 & U_{31}^2 & 2U_{21}U_{31} & 2U_{11}U_{31} & 2U_{21}U_{11} \\ U_{12}^2 & U_{22}^2 & U_{32}^2 & 2U_{22}U_{32} & 2U_{12}U_{32} & 2U_{12}U_{22} \\ U_{13}^2 & U_{23}^2 & U_{33}^2 & 2U_{23}U_{33} & 2U_{13}U_{33} & 2U_{13}U_{23} \\ U_{12}U_{13} & U_{22}U_{23} & U_{32}U_{33} & U_{23}U_{32} + U_{22}U_{33} & U_{13}U_{32} + U_{12}U_{33} & U_{13}U_{22} + U_{12}U_{23} \\ U_{11}U_{13} & U_{21}U_{23} & U_{31}U_{33} & U_{23}U_{31} + U_{21}U_{33} & U_{13}U_{31} + U_{11}U_{33} & U_{13}U_{21} + U_{23}U_{11} \\ U_{11}U_{12} & U_{12}U_{22} & U_{31}U_{32} & U_{22}U_{31} + U_{32}U_{21} & U_{12}U_{31} + U_{32}U_{11} & U_{12}U_{21} + U_{22}U_{11} \end{bmatrix} \quad (5-62)$$

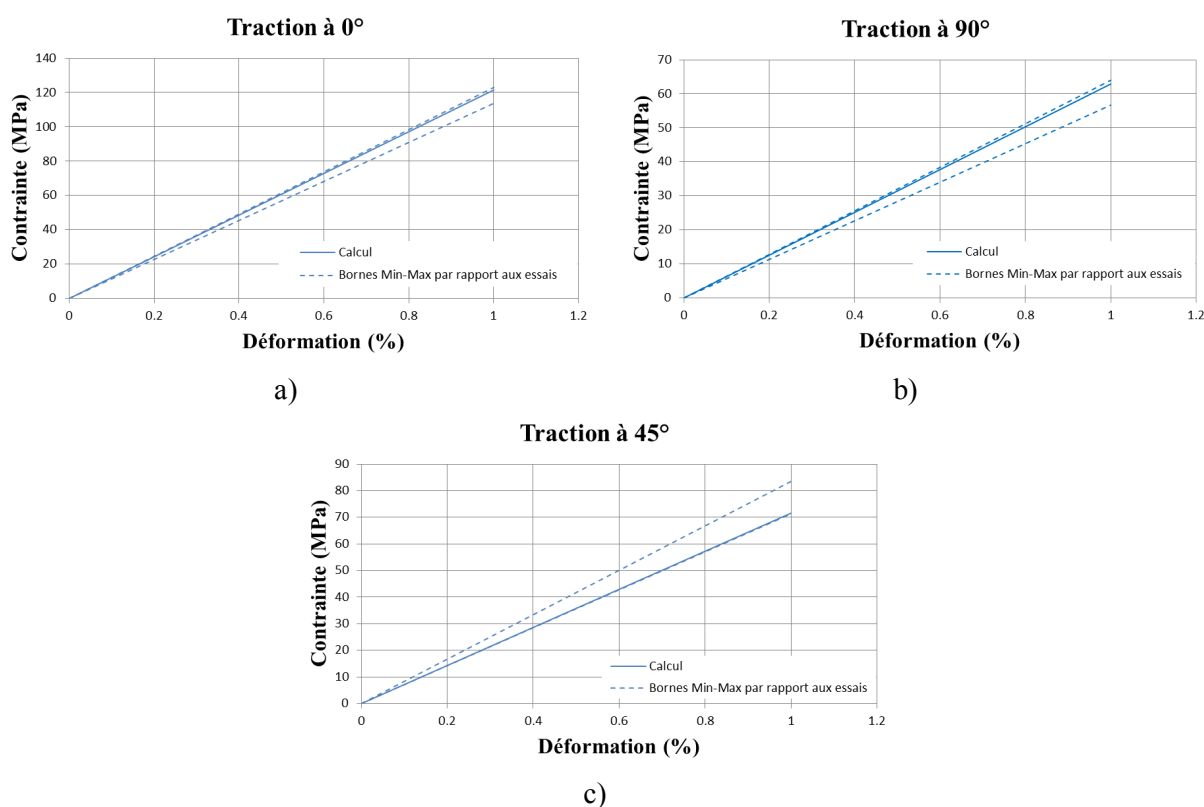
### 5.3.4 Identification des paramètres du modèle micromécanique

Afin d'estimer le comportement homogène du PA66 GF50, il faut d'abord connaître des propriétés mécaniques de la fibre et de la matrice, y compris le module d'élasticité, le coefficient de Poisson, le rapport de forme de la fibre et l'orientation des fibres, ainsi que la fraction volumique. La plupart de ces paramètres peuvent être trouvés dans la littérature sauf le rapport de forme de la fibre et le module d'élasticité de la matrice. Le rapport de forme de la fibre, défini comme le rapport de la longueur sur le diamètre de la fibre, représente la valeur moyenne sur toutes les fibres obtenu au sein du composite étudié. Le module d'élasticité de la matrice PA66 est très sensible à l'humidité (comme évoqué dans le chapitre 2) : il vaut 3,06 GPa à l'état sec et 1,99 GPa à 50% HR (Tableau 2-6). Dans l'optique de la modélisation, ces 2 paramètres ont été déterminés à l'aide du calcul numérique en faisant coïncider les courbes expérimentales et numériques contrainte-déformation des essais de traction dans les directions  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$ . Ainsi, les paramètres retenus sont présentés dans le Tableau 5-1.

**Tableau 5-1** Bilan des paramètres du modèle micromécanique.

Module d'élasticité de la fibre (GPa)	73
Module d'élasticité de la matrice (GPa)	2,4
Coefficient de Poisson de la fibre	0,22
Coefficient de Poisson de la matrice	0,39
Rapport de forme de la fibre	10
Fraction volumique (%)	30,39

Les modules d'élasticité dans les directions  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$  ont été calculés en utilisant le modèle micromécanique et les pentes correspondantes sont présentées sur la Figure 5-11 avec les bornes inférieure et supérieure (tracées par des lignes pointillées). Ces bornes donnent les dispersions des résultats expérimentaux. Par ailleurs, les valeurs des modules d'élasticité sont résumées dans le Tableau 5-2.



**Figure 5-11** Comparaison des courbes contrainte-déformation résultant des essais expérimentaux et des calculs numériques : a) direction  $0^\circ$ , b) direction  $90^\circ$  et c) direction  $45^\circ$ .

**Tableau 5-2** Modules d'élasticité suivants les directions 0°, 90° et 45°, obtenus par essais expérimentaux et par calculs numériques.

Directions	Essais expérimentaux			Calculs numériques
	Min	Moyenne	Max	
0°	11,4	11,8	12,3	12,2
90°	5,7	6,0	6,4	6,3
45°	7,1	7,8	8,4	7,2

## 5.4 Prise en compte du comportement inélastique

La non-linéarité du thermoplastique PA66 confère un comportement de type non-linéaire important au composite PA66 GF50, montré par les résultats des essais de traction suivant 3 directions. Même dans la direction de l'écoulement (direction 1, traction à 0°), où la plupart des fibres s'orientent suivant cette direction, la courbe contrainte-déformation montre une partie non-linéaire assez importante. La non-linéarité du PA66 GF50 a été prise en compte en utilisant le critère de Hill et la loi d'écrouissage plastique, détaillé dans la section 4.2.2. Les limites d'élasticité ont été estimées en fonction de l'orientation locale des fibres afin de déterminer les paramètres du critère de Hill.

Les essais de traction suivant 3 directions différentes, montrent l'effet de l'orientation des fibres sur la limite d'élasticité : dans la direction de l'écoulement, la limite d'élasticité est supérieure à celle de la direction perpendiculaire à l'écoulement (direction 2, traction à 90°), grâce aux fibres qui s'orientent dans cette direction. Cela nous permet d'établir l'expression de la limite d'élasticité en fonction de  $a_{ij}$  ( $a_{ij}$  qui représente la probabilité de trouver la quantité de fibres). Contrairement au chapitre précédent où le critère de Hill est également utilisé, à la place des coefficients conventionnels du critère de Hill  $F$ ,  $G$ ,  $H$ ,  $L$ ,  $M$  et  $N$ , nous utiliserons ici les rapports des limites d'élasticité ( $R_{ij}$ ) définis par :

$$R_{11} = \frac{\sigma_{y,11}}{\sigma_{y,0}} \quad R_{22} = \frac{\sigma_{y,22}}{\sigma_{y,0}} \quad R_{33} = \frac{\sigma_{y,33}}{\sigma_{y,0}} \quad (5-63)$$

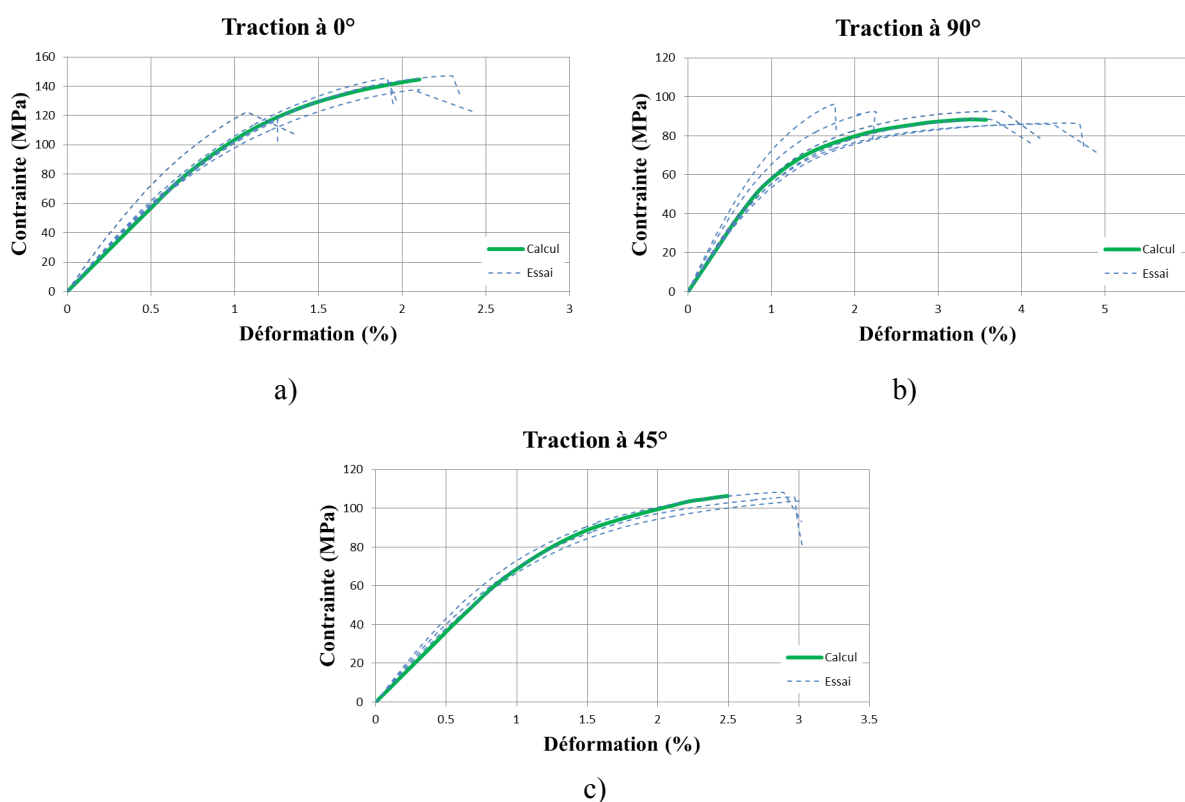
$$R_{12} = \frac{\tau_{y,12}}{\tau_{y,0}} \quad R_{13} = \frac{\tau_{y,13}}{\tau_{y,0}} \quad R_{23} = \frac{\tau_{y,23}}{\tau_{y,0}} \quad (5-64)$$

avec  $\sigma_{y,0}$  représentant la limite d'élasticité de référence et  $\tau_{y,0} = \sigma_{y,0}/\sqrt{3}$ . En termes d'identification des paramètres, l'utilisation des rapports de limites d'élasticité  $R_{ij}$  est plus pratique que celle des coefficients traditionnels car les coefficients du critère de Hill  $F$ ,  $G$ ,  $H$  sont exprimés en fonction des 3 limites d'élasticité, Eq (4-7) à Eq. (4-9).

Les calculs numériques ont été réalisés en introduisant les rapports de limites d'élasticité et la loi d'écroutissage isotrope non-linéaire, Eq. (4-13), afin de faire coïncider les courbes contrainte-déformation des essais de traction dans les directions  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$ . A partir des essais de traction dans ces 3 directions, nous pouvons déterminer les rapports de limites d'élasticité  $R_{11}$ ,  $R_{22}$  et  $R_{12}$  ainsi que les paramètres de la loi d'écroutissage isotrope non-linéaire. Avec  $R_{11}=1,6$ ,  $R_{22}=1,0$  et  $R_{12}=1,4$  et les paramètres de la loi d'écroutissage présentés dans le Tableau 5-3, nous pouvons simuler les courbes expérimentales dans les directions  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$ , comme illustré sur la Figure 5-12.

**Tableau 5-3** Bilan des paramètres de la loi d'écroutissage isotrope non-linéaire.

$\sigma_{y,0}$ (MPa)	$H$ (MPa)	$Q$ (MPa)	$b$
46	1000	28	550



**Figure 5-12** Comparaison des courbes contrainte-déformation résultant des essais expérimentaux et des calculs numériques : a) direction  $0^\circ$ , b) direction  $90^\circ$  et c) direction  $45^\circ$ .

Dans le cas des plaques caractérisées, l'orientation des fibres est considérée comme unidirectionnelle. Le rapport  $R_{11}$  égal à 1,6 dans la direction de l'écoulement (direction 1) alors que, dans la direction perpendiculaire à l'écoulement (direction 2), où aucune fibre ne s'oriente dans cette direction, le rapport  $R_{22}$  est égal à 1,0. Cela implique que  $\sigma_{y,22} = \sigma_{y,0} = 46$  MPa, valeur assez proche de la limite d'élasticité de la matrice PA66 (50 MPa à 50% HR et 85 MPa à l'état sec). Les rapports  $R_{33} = R_{22}$  et  $R_{13} = R_{12}$  ont été déduits en supposant le comportement de type isotrope transverse alors

que le rapport  $R_{23}$  est aussi égal à 1,0 car aucune fibre ne s'oriente dans les directions 2 et 3. Les rapports de limites d'élasticité dans le cas des plaques injectées sont résumés dans le Tableau 5-4.

**Tableau 5-4** Bilan des rapports de limites d'élasticité décrivant le critère de Hill sur Abaqus dans le cas de plaques injectées.

$R_{11}$	$R_{22}$	$R_{33}$	$R_{12}$	$R_{13}$	$R_{23}$
1,6	1,0	1,0	1,4	1,4	1,0

Par contre, dans le cas d'une pièce plus complexe, la distribution d'orientation des fibres au sein d'une structure en composite injecté est différente de celle des plaques injectées et les rapports de limites d'élasticité exposés dans le Tableau 5-4 ne sont plus valables. Ainsi, ces rapports  $R_{ij}$  ont été estimés en fonction de  $a_{ii}$  en utilisant les rapports  $R_{ij}$  du Tableau 5-4 comme référence. Notons que l'estimation de  $R_{ij}$  est seulement fonction de  $a_{ii}$  car  $a_{ij}$  représente l'orientation du repère du tenseur  $[a_{ij}]$  par rapport au repère des directions principales de la distribution des fibres, alors que  $a_{ii}$  représente la probabilité de trouver des fibres suivant les axes principaux, avec  $a_{11} + a_{22} + a_{33} = 1$ .

Sachant que, dans la direction de l'écoulement,  $R_{11}$  est égal à 1,6, et que dans la direction perpendiculaire à l'écoulement,  $R_{22}$  est égal à 1,0. Dans la plaque injectée selon la distribution des fibres engendrée par MoldFlow,  $a_{11} = 0,8399$  et  $a_{22} = 0,1085$ . Cela nous permet de déduire  $R_{ii}$  en fonction de  $a_{ii}$  par interpolation linéaire entre  $R_{11}(a_{11})$  et  $R_{22}(a_{22})$  :

$$R_{ii} = 0,8203a_{ii} + 0,911 \quad (5-65)$$

Pour l'estimation de  $R_{ij}$ , la seule donnée expérimentale disponible est l'essai de traction dans la direction 45°, dont la direction de l'écoulement est 1 ( $a_{11} \approx 1$ ) et la direction perpendiculaire à l'écoulement est 2, ( $a_{22} \approx 0$ ). Avec les rapports  $R_{ij}$  de référence, nous pouvons constater que le rapport  $R_{12} = 1,4$  est également compris entre les rapports  $R_{11} = 1,6$  et  $R_{22} = 1,0$ . Nous avons estimé le rapport  $R_{ij}$  en respectant cette tendance :

$$R_{ij} = \left[ \frac{2}{3} \text{abs}(R_{ii} - R_{jj}) \right] + \min(R_{ii}, R_{jj}) \quad (5-66)$$

Le rapport  $R_{ij}$  estimé par l'équation (5-66) se situe toujours entre les rapports  $R_{ii}$  et  $R_{jj}$ . Il est aussi valide dans le cas de distribution unidirectionnelle ( $R_{22} = R_{33} = R_{23}$ ) des fibres.

Nous avons aussi constaté que les propriétés à rupture dépendent de l'orientation des fibres. De la même manière, nous avons estimé la contrainte à rupture en fonction de  $a_{ii}$  à partir des contraintes à rupture obtenues lors des essais de traction dans les directions 0°, 90° et 45°. Les valeurs des contraintes à rupture  $\sigma_{R,11}$  et  $\sigma_{R,22}$  présentées dans le Tableau 3-6, sont respectivement de 135,4

MPa et de 90,4 MPa. La contrainte à rupture  $\sigma_{R,ii}$  peut être déduite en fonction de  $a_{ii}$  par une interpolation linéaire entre  $\sigma_{R,11}(a_{11})$  et  $\sigma_{R,22}(a_{22})$  :

$$\sigma_{R,ii} = 51,096a_{ii} + 88,203 \quad (5-67)$$

La contrainte à rupture en cisaillement  $\tau_{R,ij}$  peut être estimée de la même façon que  $R_{ij}$ . Selon les résultats des essais, la contrainte  $\sigma_{R,45^\circ}$  (106,8 MPa) est entre les contraintes  $\sigma_{R,11}$  (135,4 MPa) et  $\sigma_{R,22}$  (90,4 MPa). Donc, en respectant cette tendance, la contrainte  $\tau_{R,ij}$  est estimée à l'aide du changement de base :

$$\tau_{R,ij} = \frac{\sigma_{R,45^\circ}}{2} = \frac{1}{2} \left[ [0,365 \text{abs}(\sigma_{R,ii} - \sigma_{R,jj})] + \min(\sigma_{R,ii}, \sigma_{R,jj}) \right] \quad (5-68)$$

Les estimations des rapports de limites d'élasticité et des contraintes à rupture ont été implémentées sur MATLAB, afin de rajouter les propriétés de chaque élément au fichier .inp. Le modèle établi a été utilisée dans le calcul numérique sur la pièce industrielle en composite injecté, qui sera présenté dans le chapitre 10 en tant que validation de la loi de comportement et de la prédiction de la rupture.

## CHAPITRE 6

### MODELISATION DES COMPORTEMENTS DES ADHESIFS « SIKA POWER 4588 » ET « ADERIS 8641 »

#### 6.1 Introduction

Ce chapitre est consacré à la modélisation du comportement des adhésifs utilisés dans le cadre du projet DEMOS. Le comportement mécanique de la colle et de substrats métalliques a été obtenu expérimentalement (chapitre 3), en utilisant le montage ARCAN-MINES. Nous allons prendre en compte les déformations du dispositif pour obtenir la loi de comportement de la colle seule. Le calcul numérique effectué sur le dispositif ARCAN-MINES permettra de prendre en compte les déformations du dispositif. Nous présenterons tout d'abord le calcul numérique sur le montage complet, puis la loi de comportement adoptée. La loi choisie se compose principalement d'un domaine élastique et d'un domaine inélastique. Pour les 2 colles l'identification des paramètres des modèles sera présentée.

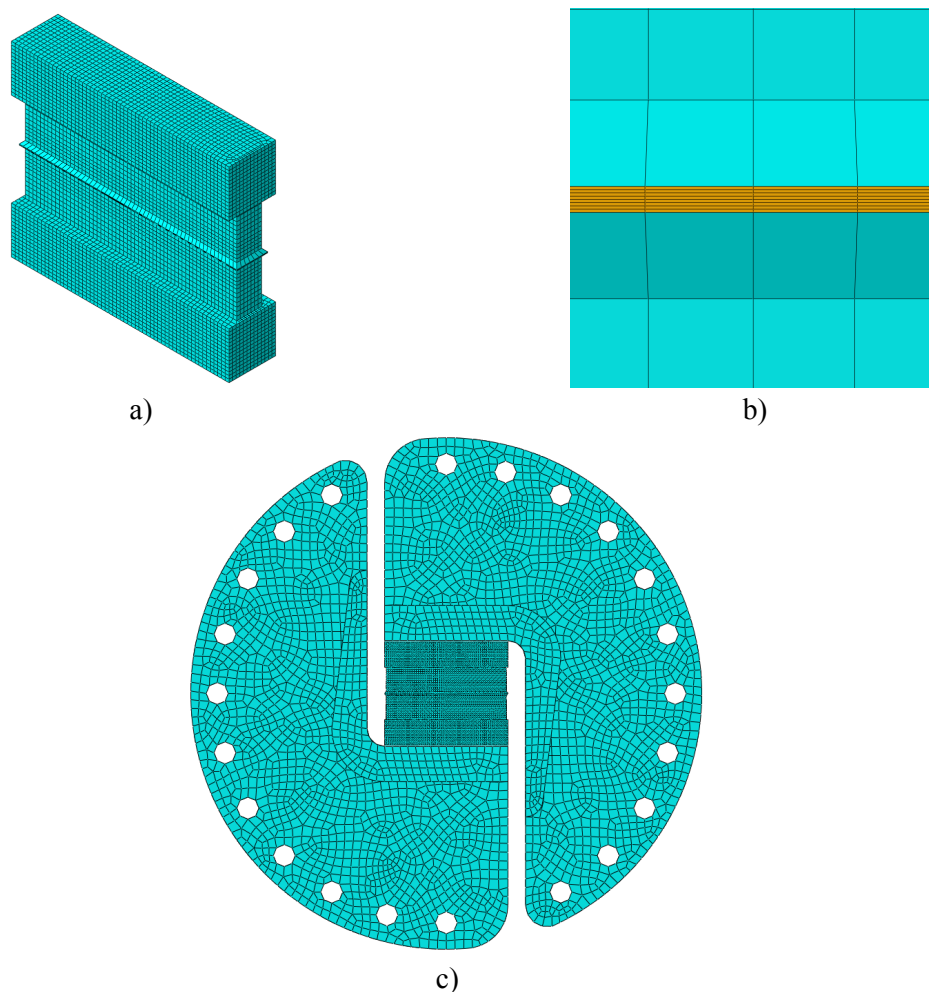
#### 6.2 Calcul numérique sur le dispositif ARCAN-MINES

La déformation au niveau d'une couche mince d'adhésif (300 microns), étant difficile à mesurer, les déformations ont été mesurées au niveau des substrats métalliques. Nous avons relevé la déformation totale d'une structure hybride, colle + substrats. Les calculs numériques, réalisés sur Abaqus, ont été effectués sur le montage complet afin d'obtenir uniquement la déformation de la couche d'adhésif. Nous avons supposé un comportement élastique isotrope, avec un module d'Young de 220 GPa et un coefficient de Poisson de 0,33, pour décrire le comportement mécanique du dispositif en acier.

Le maillage du dispositif ARCAN-MINES avec une couche fine (0,3 mm) d'adhésif a été créé, Figure 6-1. Le maillage des substrats métalliques (Figure 6-1a) est plus raffiné que celui des 2 demi-disques (Figure 6-1c), et celui de la couche d'adhésif est 20 fois plus raffiné (Figure 6-1b) que dans l'acier des substrats. Lors de la simulation numérique d'un essai, la force de traction est appliquée sur le montage d'essai, au niveau des trous d'accrochage. La déformation est calculée aux emplacements des points de mesure (où sont placés les extensomètres). Cela nous permet d'identifier



les propriétés mécaniques de l'adhésif en recalant les résultats numériques sur les résultats expérimentaux.



**Figure 6-1** Maillage du dispositif ARCAN-MINES a) Substrats métalliques b) Couche d'adhésif entre les 2 substrats métalliques c) Montage complet de l'essai ARCAN-MINES.

## 6.3 Loi de comportement

Pour les adhésifs polymères, la loi de comportement adoptée est constituée de 2 domaines : un domaine élastique linéaire et un domaine plastique non-linéaire, et tient compte des phénomènes visqueux. Dans le domaine élastique, le comportement des adhésifs est décrit par la loi de Hooke, alors que dans le domaine inélastique, leur comportement de type viscoplastique est décrit par l'ensemble du critère de plasticité, de la loi d'écoulement, de la loi d'écrouissage et de la loi de viscosité. Nous allons présenter ces lois.

### 6.3.1 Loi de Hooke

Dans la partie élastique, le comportement des adhésifs étudiés, supposé de type isotrope, peut être déterminé par le module d'Young  $E$  et le coefficient de Poisson  $\nu$ . Le coefficient de cisaillement  $G$

d'un matériau isotrope peut en être déduit par l'équation (3-18). Comme nous l'avons indiqué au paragraphe 3.4.1, les éprouvettes haltères réalisées en Aderis 8641 possèdent un taux de porosité très important et ne peuvent servir à caractériser correctement le comportement de l'Aderis 8641. Celui-ci a donc été déterminé avec des essais ARCAN-MINES réalisés à 0° et 90° sur un film d'adhésif Aderis 8641. A l'aide des calculs numériques décrits précédemment, le comportement élastique de l'Aderis 8641 a été déterminé et les résultats sont présentés dans le Tableau 6-1. Les propriétés du SikaPower 4588 ont été obtenues avec des éprouvettes haltères, ne présentant pas de défauts.

**Tableau 6-1** Bilan des comportements élastiques des adhésifs SikaPower 4588 et Aderis 8641.

Propriétés	SikaPower 4588	Aderis 8641
Module d'Young (GPa)	2,27	1,10
Module de cisaillement (GPa)	0,81	0,39
Coefficient de Poisson	0,40	0,40

### 6.3.2 Critère de plasticité

Les essais ARCAN-MINES, effectués avec différents angles, montrent le comportement des adhésifs SikaPower 4588 et Aderis 8641. Celui-ci dépend de la pression hydrostatique (Figure 3-28 et 3-29). Le critère doit donc prendre en compte l'invariant  $I_1$  (trace du tenseur des contraintes), Eq. (3-21). Pour cela, nous avons choisi le critère de Drucker-Prager, (proposé pour la première fois sous une forme linéaire) [Drucker et Prager, 1952]. Dans ce travail nous utilisons un critère de Drucker-Prager modifié, d'ordre 2 [Bassery et al., 2009], [Patamaprohm et al., 2016], pour décrire la surface de charge :

$$f = (J_2)^2 - A + BI_1 \quad (6-1)$$

Où  $J_2$  est la contrainte équivalente de Von Mises, Eq. (3-22), et les constantes  $A$  et  $B$  sont des paramètres à identifier.

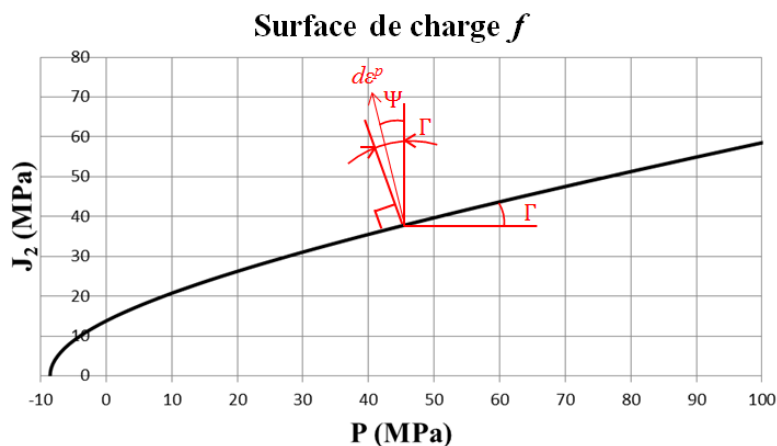
### 6.3.3 Loi d'écoulement

La loi d'écoulement relie la contrainte à l'incrément de déformation plastique, la forme générale de cette loi s'écrit :

$$d\varepsilon_{ij}^p = d\lambda \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \quad (6-2)$$

Où  $F$  est le potentiel d'écoulement. La direction de l'écoulement plastique  $d\varepsilon^p$  est définie par le gradient du potentiel d'écoulement  $dF$  (celui-ci est perpendiculaire à la surface décrite par le potentiel d'écoulement), et son accroissement est défini par la relation (6-2). La direction de l'écoulement

plastique  $d\varepsilon^p$  fait l'angle de dilatance  $\Psi$  avec l'axe des  $J_2$ , Figure 6-2. Dans le cas de la plasticité associée, où le potentiel d'écoulement est associé à la fonction de charge ( $F = f$ ), la direction de l'écoulement plastique est perpendiculaire à la surface de charge, et fait l'angle de frottement  $\Gamma$  avec l'axe des  $J_2$ . Dans ce cas l'angle de dilatance  $\Psi$  est égal à l'angle de frottement  $\Gamma$  ( $\Psi = \Gamma$ ). L'angle de dilatance  $\Psi$  est lié à l'augmentation de volume pendant l'écoulement plastique. Pour les matériaux métalliques, le volume reste constant pendant l'écoulement plastique et le coefficient de Poisson plastique vaut 0,5. L'angle de dilatance  $\Psi$  est égal à zéro.

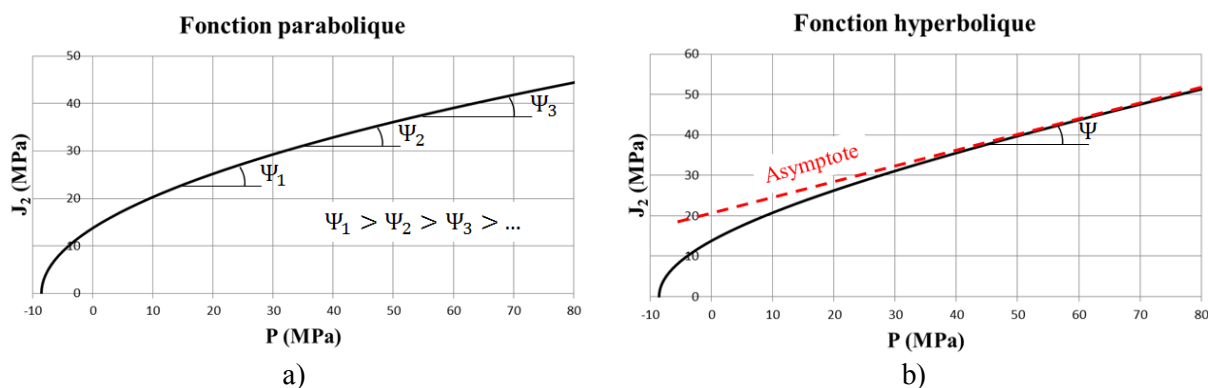


**Figure 6-2** Illustration d'angle de dilatance  $\Psi$  dans le plan méridien, dans le cas où l'angle de dilatance  $\Psi$  est inférieur à l'angle de frottement  $\Gamma$ ,  $\Psi < \Gamma$ .

Au niveau de l'identification des paramètres du modèle, nous avons fait l'hypothèse que la plasticité associée peut représenter un changement relatif de volume des adhésifs étudiés pendant l'écoulement plastique et nous avons  $F = f$ . La fonction de charge  $f$  adoptée, ayant une forme parabolique, l'angle de dilatance  $\Psi = \Gamma$  varie en fonction de la pression hydrostatique  $P$ , Figure 6-3a. Par contre, il faut remarquer que la plupart des codes d'éléments finis ne permettent pas de prendre en compte la variation de l'angle de dilatance  $\Psi$  en fonction de la pression hydrostatique  $P$ . Cette fonction de charge ne convient pas pour les codes d'éléments finis. Ainsi, le potentiel d'écoulement  $F$  de forme hyperbolique, disponible dans le code Abaqus, a été adopté.

$$F = \sqrt{(\xi \sigma_{y,0} \tan \Psi)^2 + (J_2)^2} + \frac{I_1}{3} \tan \Psi \quad (6-3)$$

Cette fonction  $F$  tend vers son asymptote à l'état très confiné, et nous offre un angle de dilatance  $\Psi$  constant une fois l'asymptote atteinte, Figure 6-3b. Lors de l'utilisation de cette fonction, l'influence de la pression hydrostatique  $P$  est gouvernée par l'angle de dilatance  $\Psi$  et l'excentricité  $\xi$ . Pour satisfaire la loi de normalité, l'excentricité  $\xi$  dans l'équation (6-3) a été choisie de façon à égaler  $dF$  à  $df$ . Cela donne des calculs plus efficaces.



**Figure 6-3** Variations de l'angle de dilatance  $\Psi$  en fonction de la pression hydrostatique : a) cas d'une fonction parabolique b) cas d'une fonction hyperbolique.

L'angle de dilatance  $\Psi$  est défini comme le rapport entre la déformation plastique volumique et la déformation équivalente de von Mises. Afin d'identifier l'angle de dilatance  $\Psi$ , nous utiliserons le coefficient de Poisson plastique  $\nu^p$ , qui peut être déterminé par l'essai de traction uni-axiale, avec la relation suivante [Charalambides et Olusangya, 1997] :

$$\tan \Psi \cong \tan \Gamma = \frac{\varepsilon_{11}^p + \varepsilon_{22}^p + \varepsilon_{33}^p}{\sqrt{\frac{2}{3} \varepsilon_{ij}^p : \varepsilon_{ij}^p}} = \frac{3(1-2\nu^p)}{2(1+\nu^p)} \quad (6-4)$$

#### 6.3.4 Loi d'érouissage

Pour décrire l'évolution de la surface de charge, la loi d'érouissage isotrope non-linéaire (Eq. (4-13)) a également été utilisée et implémentée dans le code Abaqus. Les paramètres de la loi d'érouissage ont été identifiés à partir des essais ARCAN-MINES à 90°.

#### 6.3.5 Loi de viscosité

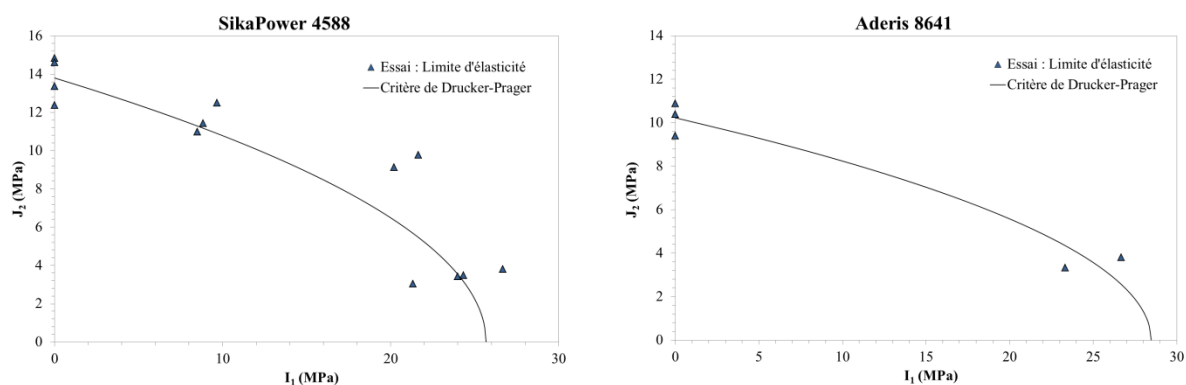
Comme le montrent les résultats expérimentaux présentés dans le chapitre 3, la viscosité des adhésifs étudiés, en fonction de la vitesse de déformation, modifie la loi de comportement (Figure 3-30), ainsi que le critère de rupture (Figure 3-31). Une loi de puissance, disponible dans Abaqus, a été utilisée pour prendre en compte cet effet de viscosité, en fonction de la vitesse de déformation plastique équivalente  $\dot{\varepsilon}_{eq}^p$  :

$$\sigma = \sigma^{\dot{\varepsilon}_{eq}^p=0} \times \left[ 1 + \left( \frac{\dot{\varepsilon}_{eq}^p}{D} \right)^{\frac{1}{n}} \right] \quad (6-5)$$

Où  $\sigma^{\dot{\varepsilon}_{eq}^p=0}$  est le seuil d'écoulement plastique dans le cas statique, déterminée par la loi d'érouissage Eq. (4-13).  $n$  et  $D$  sont les paramètres identifiés par des essais ARCAN-MINES à 90° avec différentes vitesses de sollicitation, en supposant que dans le cas statique, la vitesse de déformation plastique vaut 0,0001 s<sup>-1</sup>.

## 6.4 Identification des paramètres des modèles

Les essais ARCAN-MINES ont été réalisés avec différentes orientations de la force. Les limites d'élasticité des différents essais permettent d'obtenir dans le plan  $I_1$ - $J_2$  la surface de charge des adhésifs étudiés. Nous avons identifié les paramètres  $A$  et  $B$  de l'équation (6-1), qui définissent la forme de cette fonction parabolique, par ajustement sur les essais effectués à  $0^\circ$  (traction triaxiale) et  $90^\circ$  (cisaillement pur). De cette façon, la parabole passe par le barycentre des points expérimentaux. Le Tableau 6-2 résume les paramètres du critère de plasticité pour les adhésifs étudiés.



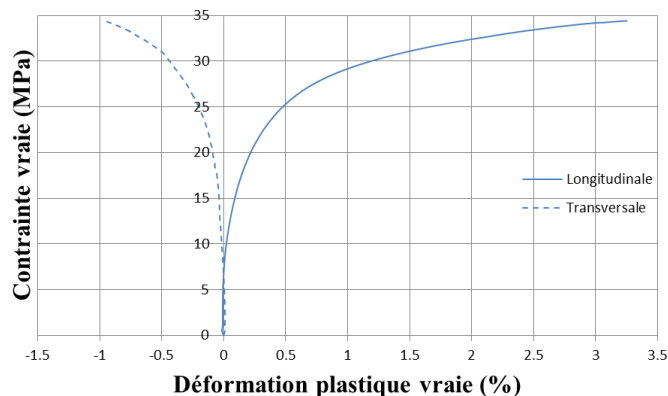
**Figure 6-4** Surfaces de charge, critère de Drucker-Prager modifié d'ordre 2, ajustées sur les résultats expérimentaux.

**Tableau 6-2** Paramètres du critère de plasticité pour les colles SikaPower 4588 et Aderis 8641.

Adhésifs	A (MPa <sup>2</sup> )	B (MPa <sup>2</sup> )
SikaPower 4588	190	7,4
Aderis 8641	105	3,7

Lorsque la surface de charge est définie, les paramètres décrivant l'écoulement plastique sont ensuite déterminés. Pour la colle SikaPower 4588 l'angle de frottement  $\Gamma$  a été déterminé en utilisant l'équation (6-4) et le coefficient de Poisson plastique  $\nu^p$  obtenu à partir d'essais de traction sur éprouvettes haltères. Nous supposons que celui de l'Aderis 8641 est identique à celui de la SikaPower 4588. Notons que, le coefficient de Poisson varie peu pour un type de matériau (polymère dans ce cas). Ainsi, la déformation plastique  $\varepsilon^p$  peut être déterminée en supprimant la partie élastique  $\varepsilon^e$  de la déformation totale, avec la relation suivante :

$$\varepsilon^p = \varepsilon - \varepsilon^e = \varepsilon - E\sigma \quad (6-6)$$



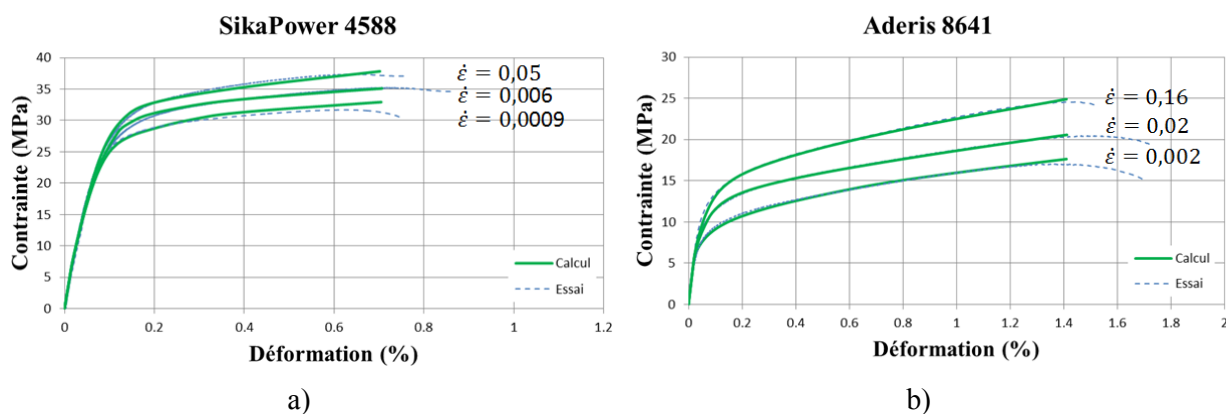
**Figure 6-5** Courbes expérimentales contrainte-déformation plastique, des essais de traction réalisés sur les éprouvettes haltères en SikaPower 4588.

Le coefficient de Poisson plastique  $\nu^p$  est identifié par le module du rapport moyen de la déformation plastique transversale sur la déformation plastique longitudinale. Ces déformations sont montrées sur la Figure 6-5. Le coefficient de Poisson plastique  $\nu^p$  est égal à 0,36. Selon l'équation (6-4), l'angle de frottement  $\Gamma$  vaut 16,9. L'excentricité  $\xi$  de l'équation (6-3) est identifiée de façon à égaler  $dF$  à  $df$ . Elle est égale à 8,4 pour la colle SikaPower 4588 et à 5,8 pour la colle Aderis 8641.

Les paramètres de la loi d'érouissage et de viscosité ont été identifiés à partir d'essais ARCAN-MINES à 90° effectués avec 3 différentes vitesses de traverse (0,1 mm/min, 1 mm/min, 10 mm/min). Les paramètres préliminaires sont obtenus en utilisant les équations (4-13) et (6-5). La contrainte équivalente et la déformation équivalente sont déterminées par :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{3}\sigma_{12} \quad \text{et} \quad \varepsilon_{eq}^p = \frac{\gamma_{12}^p}{\sqrt{3}} \quad (6-7)$$

Notons que, dans ce cas, il n'y a pas de différence entre la contrainte vraie et la contrainte ingénieur car pendant l'essai ARCAN-MINES, la section droite de l'éprouvette est considérée comme constante. Les paramètres préliminaires ont été introduits dans Abaqus pour réaliser le calcul numérique mentionné dans la section 6.2 et optimisés en faisant coïncider les courbes contrainte-déformation numériques et expérimentales. La Figure 6-6 présente pour les 3 vitesses de traverse, l'ajustement obtenu avec les vitesses de déformation moyennes  $\dot{\varepsilon}$  correspondantes. Les paramètres du modèle adopté sont résumés dans le Tableau 6-3.



**Figure 6-6** Comparaison des courbes contrainte-déformation obtenues numériquement et expérimentalement avec les essais ARCAN-MINES à 90° pour les 3 vitesses  
a) SikaPower 4588 b) Aderis 8641.

**Tableau 6-3** Récapitulatif des paramètres, décrivant le comportement viscoplastique des adhésifs SikaPower 4588 et Aderis 8641.

Ecoulement plastique				
Adhésifs	Angle de dilataance $\Psi$		Excentricité $\xi$	
SikaPower 4588	16,9		8,4	
Aderis 8641	16,9		5,8	
Loi d'érouissage isotrope non-linéaire				
Adhésifs	$\sigma_{y,0}$ (MPa)	$H$ (MPa)	$Q$ (MPa)	$b$
SikaPower 4588	13,8	12,6	31,5	110
Aderis 8641	10,2	10,5	4,0	50
Loi de viscosité				
Adhésifs	$n$		$D$	
SikaPower 4588	4,7		22,9	
Aderis 8641	5,0		0,2	

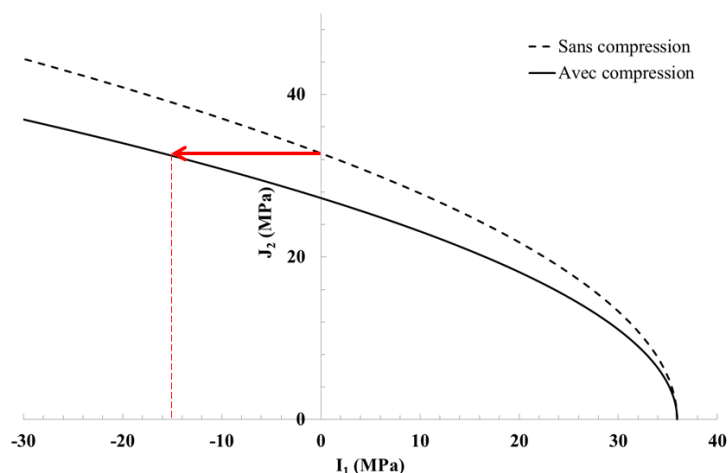
## 6.5 Critère de rupture

Les essais ARCAN-MINES ont montré que les propriétés à rupture des adhésifs étudiés dépendent de la pression hydrostatique (Figure 3-28 et 3-29), et de la vitesse de sollicitation (Figure 3-31). Le critère de Drucker-Prager modifié d'ordre 2, Eq. (6-1), a été adopté pour décrire la surface de rupture, et les paramètres  $A$  et  $B$ , définissant la parabole, sont déterminés en fonction de la vitesse de déformation plastique équivalente  $\dot{\varepsilon}_{eq}^p$ .

Les résultats des essais ARCAN-MINES à 0°, réalisés à 3 vitesses différentes, (représentant un mode de traction triaxial à rupture où  $J_2$  est très faible), montrent que  $I_1$  à rupture varie très peu

avec la vitesse de sollicitation. Nous pouvons en conclure, que  $I_1$  à rupture reste constant à  $J_2 = 0$  et ne varie pas avec la vitesse de sollicitation. Par contre les essais ARCAN-MINES à  $90^\circ$ , réalisés à 3 vitesses différentes, (représentant un mode de cisaillement pur où  $I_1$  est nul), montrent la dépendance des propriétés à rupture de la vitesse de sollicitation.

Il faut remarquer que l'utilisation du modèle viscoplastique, entraîne une augmentation de volume pendant l'écoulement plastique [Besson et al., 2001]. Par contre, la couche d'adhésif est confinée pendant l'essai ARCAN-MINES, et son volume est considéré constant. Il faut donc annuler cette augmentation de volume en imposant une compression sur ce volume pour qu'il reste constant pendant l'écoulement plastique. A cause de cette compression  $I_1$  devient négatif, bien que l'état de chargement soit de cisaillement pur (essai ARCAN-MINES à  $90^\circ$ ). La Figure 6-7 illustre cette situation. L'identification de cette compression a été réalisée à l'aide du calcul numérique et sera présentée une fois la surface de rupture « sans compression » établie.



**Figure 6-7** Pour maintenir le volume constant, l'augmentation de volume pendant l'écoulement plastique est supprimée en imposant une compression et une valeur de  $I_1$  négative.

Nous nous attachons d'abord au cas où l'augmentation de volume n'est pas prise en compte et  $I_1 = 0$  pour l'essai ARCAN-MINES à  $90^\circ$ . Les paramètres  $A$  et  $B$  décrivant le critère de rupture pour les 3 vitesses de sollicitation (vitesses de traverse de 0,1 mm/min, 1 mm/min, 10 mm/min) ont été déterminés analytiquement comme pour le critère de plasticité. Notons que la vitesse de déformation plastique équivalente  $\dot{\epsilon}_{eq}^p$ , évolue au cours de l'essai, même si la vitesse de traverse est constante. Nous avons considéré la vitesse de déformation plastique équivalente  $\dot{\epsilon}_{eq}^p$ , au moment où la contrainte est maximale, valeur de contrainte utilisée pour établir le critère de rupture.

Les critères de rupture ont été ajustés, sur les résultats des essais et présentés sur la Figure 6-8. Les évolutions des 2 paramètres  $A$  et  $B$  en fonction de  $\log(\dot{\epsilon}_{eq}^p)$  peuvent être représentées par une fonction logarithmique, comme illustré sur la Figure 6-9. Les paramètres  $A$  et  $B$  décrivant le critère de



rupture des adhésifs étudiés, et leur évolution en fonction de la vitesse de déformation, sont résumés dans les Tableau 6-4 et Tableau 6-5.

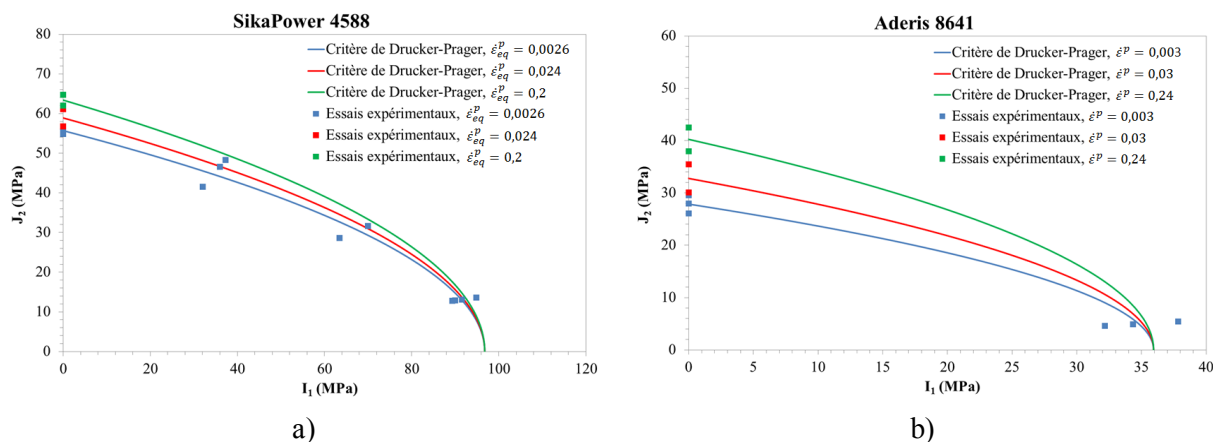


Figure 6-8 Critères de rupture, ne prenant en compte la compression, décrits par le critère de Drucker-Prager modifié d'ordre 2 et résultats expérimentaux.

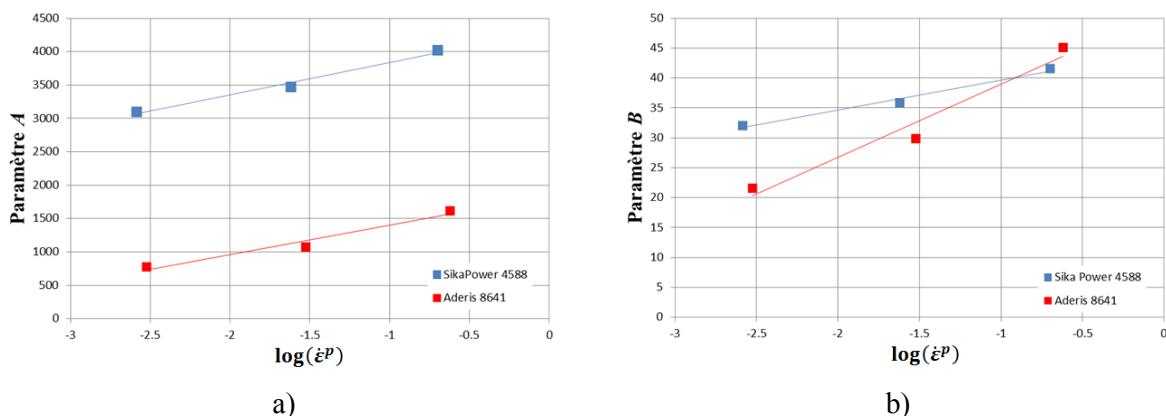


Figure 6-9 Evolution des paramètres A et B en fonction de la vitesse de déformation plastique représentés par une fonction linéaire en coordonnées semi logarithmiques : a) paramètre A b) paramètre B.

Tableau 6-4 Bilan des paramètres A et B, décrivant le critère de rupture sans compression, aux différentes vitesses de déformation plastique.

Adhésifs	Vitesse de déformation moyenne ( $s^{-1}$ )	Vitesse de déformation plastique à rupture ( $s^{-1}$ )	A ( $MPa^2$ )	B ( $MPa^2$ )
SikaPower 4588	0,0009	0,0026	3102	32,05
	0,006	0,024	3469	36,07
	0,05	0,2	4019	42,08
Aderis 8641	0,002	0,003	777	21,61
	0,02	0,03	1074	30,16
	0,16	0,24	1619	46,81

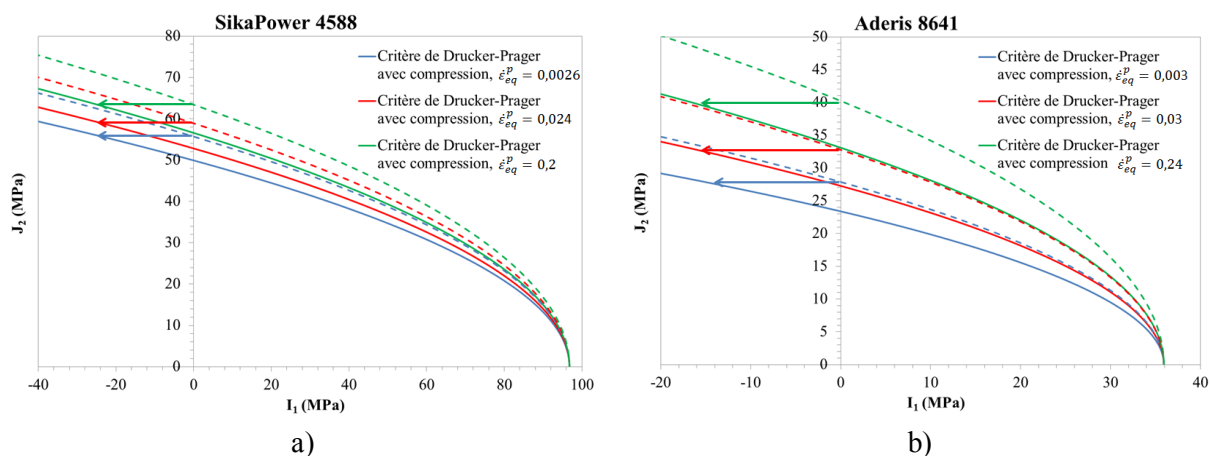
**Tableau 6-5** Représentation des paramètres  $A$  et  $B$  de la surface de rupture sans compression, par une fonction logarithmique.

Adhésifs	$A = a_1 \log(\dot{\varepsilon}_{eq}^p) + a_2$		$B = b_1 \log(\dot{\varepsilon}_{eq}^p) + b_2$	
	$a_1$	$a_2$	$b_1$	$b_2$
SikaPower 4588	486	4324	5,02	44,68
Aderis 8641	440	1841	12,24	51,22

Les paramètres résumés dans les Tableau 6-4 et Tableau 6-5 décrivent le critère de rupture sans prendre en compte l'augmentation de volume pendant l'écoulement plastique. Celle-ci résulte de l'utilisation d'un modèle viscoplastique sensible à la pression hydrostatique. Ce critère de rupture est valable dans le cas d'un calcul numérique où le comportement utilisé est de type élastique. Ce type de calcul est généralement dans le cas des applications industrielles où la structure étudiée est toujours très complexe. Si à contrainte maximale, la vitesse de déformation équivalente est connue, le critère de rupture peut être établi dans le cas d'un calcul élastique.

Lorsque le modèle viscoplastique sensible à la pression hydrostatique est utilisé, l'augmentation de volume au cours de l'écoulement plastique n'est pas négligeable, et il faut impérativement maintenir le volume constant lorsqu'il y a cisaillement. Pour cela, une compression supplémentaire est imposée et permet d'obtenir le critère de rupture réel dit critère avec compression, Figure 6-7. Par contre, cette compression supplémentaire est compliquée à évaluer analytiquement. Aussi, nous l'avons identifiée en réalisant le calcul numérique de l'essai ARCAN-MINES à 90° à la charge maximale obtenue expérimentalement. La contrainte hydrostatique  $I_1$  résultant de ce calcul numérique est négative, de compression, et utilisée pour déterminer les paramètres  $A$  et  $B$  du critère de rupture. Les critères de rupture avec et sans cette compression supplémentaire sont représentés sur la Figure 6-10, et les paramètres  $A$  et  $B$  aux différentes vitesses de déformation plastique sont résumés dans les Tableau 6-6 et 6-7.

La loi de comportement et le critère de rupture développés ont été implémentés dans le code Abaqus pour réaliser les calculs numériques sur la structure triangles collés (Chapitre 8), et sur la liaison collée du siège automobile (Chapitre 9). Ces calculs valideront l'étude.



**Figure 6-10** Critère de rupture corrigé par la compression supplémentaire aux différentes vitesses de déformation plastique : a) SikaPower 4588 b) Aderis 8641.

**Tableau 6-6** Bilan des paramètres  $A$  et  $B$  décrivant la surface de rupture avec compression aux différentes vitesses de déformation plastique.

Adhésifs	Vitesse de déformation plastique à rupture ( $s^{-1}$ )	Compression supplémentaire $I_1$ (MPa)	$A$ ( $MPa^2$ )	$B$ ( $MPa^2$ )
SikaPower 4588	0,0026	-23,69	2499	25,46
	0,024	-23,59	2793	28,67
	0,2	-24,74	3200	33,12
Aderis 8641	0,003	-15,10	549	15,07
	0,03	-15,98	744	20,67
	0,24	-17,17	1092	30,68

**Tableau 6-7** Représentation des paramètres  $A$  et  $B$  de la surface de rupture avec compression par une fonction logarithmique.

Adhésifs	$A = a_1 \log(\dot{\epsilon}_{eq}^p) + a_2$		$B = b_1 \log(\dot{\epsilon}_{eq}^p) + b_2$	
	$a_1$	$a_2$	$b_1$	$b_2$
SikaPower 4588	376	3441	3,88	35,56
Aderis 8641	287	1241	7,98	34,53

## **PARTIE III**

# **PREDICTION DE RUPTURE DE STRUCTURE BOULONNEE OU COLLEE**



## CHAPITRE 7

### ASSEMBLAGE BOULONNE

#### 7.1 Introduction

L'assemblage par boulonnage, grâce à la facilité de mise en œuvre et à la possibilité de démontage est une méthode d'assemblage qui peut être envisagée pour une structure en composite. Par contre son efficacité pour une structure en composite est inférieure à celle d'une structure métallique, à cause des différents mécanismes d'amorçage et de propagation de fissures initiées dans les trous [Nelson et al., 1983]. Par ailleurs, l'introduction d'un trou induit une concentration de contrainte dans le composite et affaiblit la structure. La concentration de contrainte autour d'un trou dans le cas d'un composite est plus importante que dans le cas d'un métal [Duthinh, 2000], la plasticité des métaux diminuant cette concentration de contrainte. Ces différents aspects doivent être impérativement pris en compte lors de la conception d'une structure en composite boulonnée.

Dans ce chapitre nous présenterons la méthode de prédiction de la rupture d'une pièce trouée et d'une pièce boulonnée en utilisant le calcul numérique. La loi de comportement du composite, développée dans le chapitre 4 sera utilisée. Des essais expérimentaux ont été réalisés pour identifier tous les paramètres nécessaires et pour valider la méthode développée.

#### 7.2 Méthode de prédiction de la rupture

Dans le cas des matériaux composites, lorsque la répartition de contraintes n'est pas uniforme, le critère de rupture appliqué localement, donne lieu à une sous-estimation de la charge à rupture. Pour éviter cela, une approche avec une distance critique a été proposée. Cette approche permet d'éviter la singularité de contraintes au bord du trou. De nombreuses approches ont été proposées pour prédire la rupture d'une pièce en composite munie d'un trou. Parmi les méthodes proposées, les méthodes dites du « Point Stress » et de l'« Average Stress » [Whitney et Nuismer, 1974], sont largement utilisées par les industriels grâce à leur simplicité. Ces méthodes prédisent la rupture d'une pièce en utilisant une distance critique, déterminée expérimentalement. Par contre, la distance critique ainsi déterminée n'est valable que pour un intervalle défini du rapport  $D/W$  ( $D$  diamètre du trou sur la largeur  $W$  de l'éprouvette). Dans cet intervalle, la répartition des contraintes autour du trou, reste la même. A partir

de ces méthodes classiques plusieurs auteurs ont proposé des modifications : le modèle de contraintes effectives de fracture utilisant la distance critique [Tan, 1988], ou encore l'approche de la distance critique utilisant un modèle d'endommagement progressif [Wang, 2004]. Par contre, l'approche de la distance critique est sensible à la variation de géométrie d'une pièce. La rupture d'une structure ne se produit pas immédiatement lors d'un endommagement local, mais demande un volume endommagé suffisant. Aussi l'approche du volume critique [Hochard et al., 2007], [Miot et al., 2010], a été proposée, cette approche étant moins sensible à la variation de géométrie de la pièce.

Dans ce travail de thèse, nous avons adopté l'approche du volume critique pour déterminer la rupture d'une pièce munie d'un trou ou d'une pièce boulonnée [Tragangoon et al., 2017]. La forme du volume critique utilisé est cylindrique et diminue l'effet de singularité de contraintes au bord du trou. Il suffit de déterminer son diamètre ou son épaisseur. La rupture d'une pièce est déterminée lorsque la valeur moyenne de la variable considérée sur le volume critique atteint le seuil. La variable envisagée peut être, par exemple, une contrainte ou un critère de rupture bâti sur des contraintes. Avec cette méthode de prédiction, nous avons utilisé le critère de la contrainte maximale et le critère d'Hashin. A l'origine le critère d'Hashin a été proposé pour déterminer la rupture d'un composite unidirectionnel. Pour l'adapter au cas du composite tissé, un mode de rupture modifié du critère d'Hashin a été utilisé et sera présenté. La valeur moyenne du critère de rupture sur le volume critique est calculée selon l'expression suivante :

$$\overline{FI} = \frac{1}{V} \int_V FI \cdot dv \quad (7-1)$$

où  $FI$  est la valeur locale du critère de rupture et  $\overline{FI}$  est la valeur moyenne du critère de rupture sur le volume critique.

### 7.3 Plaque composite munie d'un trou

Lorsqu'une pièce présente une variation de section, il se produit une sur-contrainte locale (appelée « concentration de contrainte ») et un affaiblissement de la structure. Dans le cas d'une plaque isotrope comportant un trou circulaire, cela se traduit par un champ de contrainte non-homogène autour du trou. Mais loin du trou, le champ de contrainte peut être considéré homogène [Fuchs, 1977], [Chevalier et al., 2004], [Zheng et al., 2010]. Lors d'une concentration de contrainte, le facteur de concentration de contrainte  $K_t^\infty$  est défini comme le rapport entre la contrainte maximale et la contrainte nominale loin du trou. Pour une plaque infinie avec un trou, le facteur de concentration de contrainte  $K_t^\infty$  vaut 3, alors que pour une plaque ayant une largeur  $W$  et un diamètre de trou  $D$ , le facteur  $K_t^\infty$  peut être déterminé par la formule de Tan [Tan, 1988] :

$$K_t = 3 \left[ \frac{2+(1-D/W)^3}{3(1-D/W)} \right] \quad (7-2)$$

Dans le cas d'un composite, le facteur de concentration de contrainte  $K_t$  dépend des dimensions géométriques, mais aussi des caractéristiques mécaniques du composite. Plusieurs auteurs ont proposé des solutions approchées ou empiriques pour déterminer le facteur  $K_t$  pour des matériaux composites [Lekhnitskii et al., 1968], [Laroze et Barran, 1983], [Tan, 1988], [Soutis et Filiou, 1998], [Murat Arslan, 2005], [Ghasemi et Razavian, 2012]. Cependant, le facteur  $K_t$  des composites ne peut être déterminé analytiquement car les composites présentent une grande diversité (de fibre, de matrice, d'empilement, etc.).

Des nombreux travaux ont été dédiés pour étudier l'effet des dimensions géométriques sur la contrainte à rupture d'une plaque en composite munie d'un trou. Dans ces travaux, le phénomène intéressant appelé « l'effet de mise à l'échelle » s'explique par l'inégalité des rapports de chute de contrainte (rapport de la contrainte à rupture d'une plaque trouée et de celle du matériau sans trou), des plaques trouées de taille différente mais avec le même rapport  $D/W$ . Dans la plupart des cas, il en ressort qu'une augmentation de taille de l'éprouvette, avec le rapport  $D/W$  constant, diminue la contrainte à rupture d'une éprouvette [Lee et Soutis, 2008], [Erçin et al., 2013]. Par contre la tendance opposée peut aussi être constatée, si le mécanisme primaire d'endommagement est le délaminage, dans le cas d'un composite ayant des plis épais [Green et al., 2007], [Hallett et al., 2009]. Cela est explicité dans les études expérimentales de Green et Hallett. Ceux-ci ont déterminé la contrainte à rupture d'un composite stratifié,  $[45_m/90_m/-45_m/0_m]_{ns}$  ( $m$  et  $n$  étant le nombre de couches ou de symétries et S indiquant la symétrie), muni d'un trou. La géométrie des éprouvettes a été choisie en variant les dimensions dans le plan et l'épaisseur du composite stratifié. Le diamètre du trou et la largeur respectent la condition  $D/W = 0,2$ . L'épaisseur du composite a été variée de 2 manières différentes. La première façon, appelée ply-level scaling, est d'augmenter  $m$ , ce qui entraîne une augmentation d'épaisseur effectif du pli. La seconde, appelée sublaminar-level scaling, est d'augmenter  $n$ . Il s'agit de répéter l'empilement de base, et donc d'augmenter l'épaisseur totale du stratifié. Dans le cas du ply-level scaling, ils ont trouvé que des endommagements peuvent se propager dans le sens de l'épaisseur à un niveau de contrainte plus bas avec un diamètre d'un trou plus petit, ce qui entraîne une rupture par délaminage. C'est-à-dire qu'une augmentation du diamètre d'un trou entraîne une contrainte à rupture plus importante. Dans le cas du sublaminar-level scaling, les endommagements sont confinés dans le même empilement de base et ne peuvent pas se propager dans le sens de l'épaisseur vers un autre empilement de base. Il en résulte une rupture de fibres. Par ailleurs, de petits endommagements peuvent se propager vers un autre empilement de base à un niveau de contrainte plus bas pour un diamètre de trou plus petit, entraînant une meilleure distribution de contrainte, pour un diamètre de trou plus petit. Dans ce cas une augmentation du diamètre de trou entraîne une diminution de la contrainte à rupture.

Dans notre travail, nous visons à prédire la rupture d'une structure en composite munie d'un trou. La méthode proposée doit être capable de prédire la rupture d'une structure en composite bien



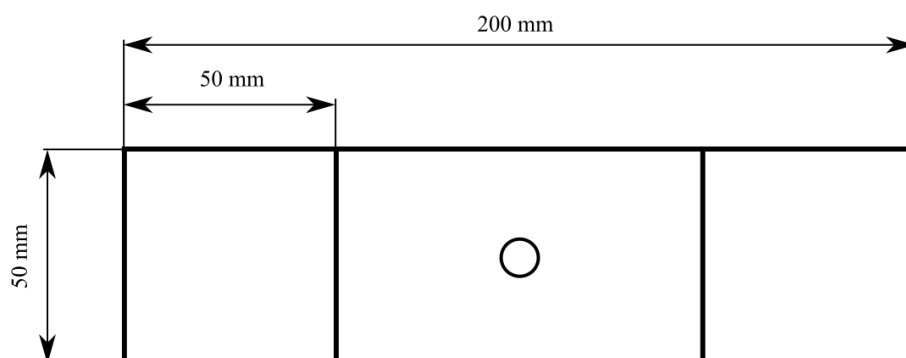
que l'orientation du matériau soit différente. Nous présenterons d'abord des essais expérimentaux sur des pièces trouées afin que la géométrie du volume critique puisse être identifiée et que la méthode de prédiction utilisée puisse être validée.

### 7.3.1 Essais de traction sur pièces trouées

Des essais de traction quasi-statique ont été effectués à l'aide d'une machine INSTRON 5982 en respectant la norme ASTM D5766. Cette méthode est recommandée pour déterminer les propriétés en traction des composites avec une matrice en polymère munie d'un trou. Le pilotage d'un essai se fait en contrôle de vitesse de la traverse de 1 mm/min jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les déformations de l'éprouvette, suivant le sens longitudinal et le sens transversal, ont été mesurées avec des extensomètres mécaniques et avec un extensomètre vidéo (AVE).

Des éprouvettes ont été découpées à l'aide d'une meule diamant, à partir d'une plaque composite TEPEX 102 ayant une épaisseur de 2 mm. Pour mettre en place la méthode de prédiction de la rupture, la géométrie de l'éprouvette a été choisie en variant le rapport  $D/W$  et l'orientation du matériau. L'éprouvette présente une longueur totale de 200 mm, une largeur de 50 mm et une longueur de talon de 50 mm. Les différentes configurations des éprouvettes sont résumées dans le Tableau 7-1.

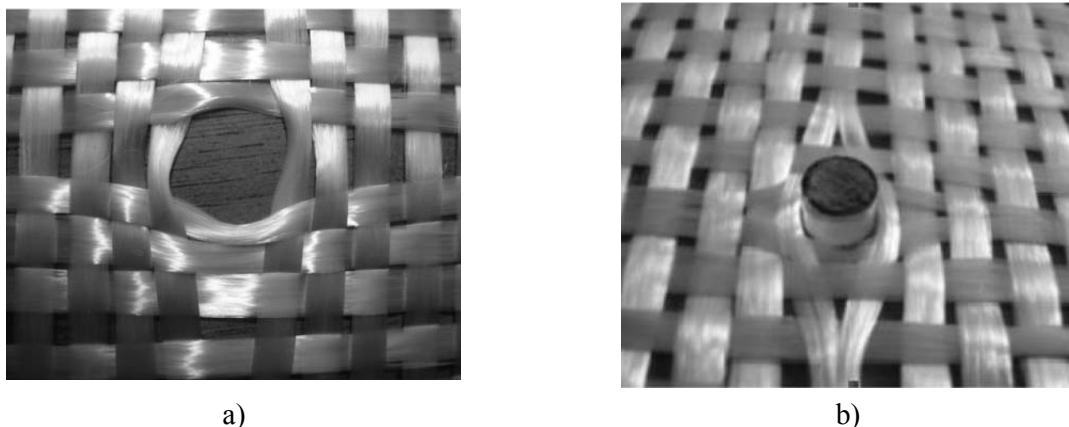
**Tableau 7-1** Géométrie des éprouvettes trouées.



Configuration	Largeur, $W$ (mm)	Diamètre, $D$ (mm)	$D/W$	Orientation du matériau
W50D3	50	3	0,06	0°
W50D6.8	50	6,8	0,14	0°
W50D6.8-15	50	6,8	0,14	15°
W50D6.8-30	50	6,8	0,14	30°
W50D6.8-45	50	6,8	0,14	45°
W50D10	50	10	0,20	0°

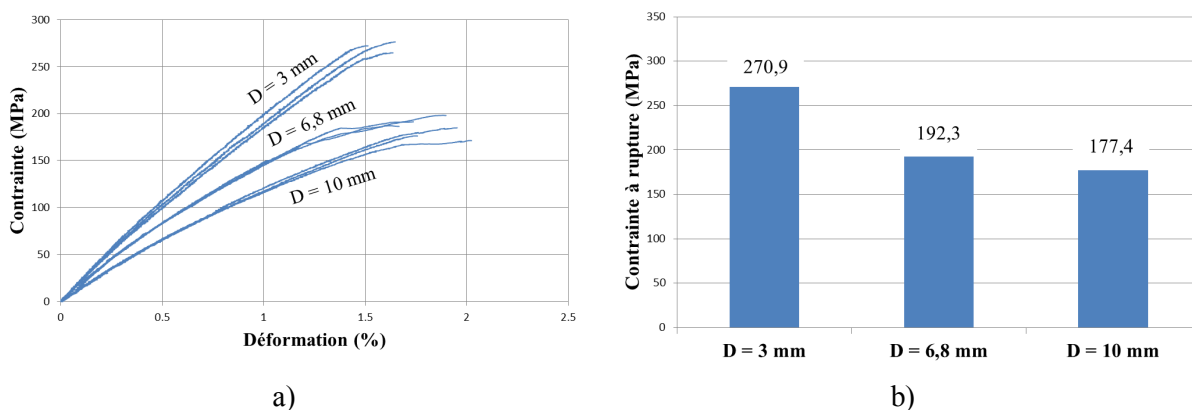
Le trou de chaque éprouvette a été réalisé par perçage à grande vitesse, à l'aide d'un foret en acier. Il faut signaler que cette méthode peut endommager le composite en déclenchant le délaminage aux plis extérieurs (à l'entrée et à la sortie du foret) [Ho-Cheng et Dharan, 1990], [Sadat et al., 1990]. Ces délaminages dépendent de l'angle de l'hélice du foret et de la vitesse d'avance par tour lors du perçage, et sont plus fréquents pour de grands diamètres de trou. En particulier, pour les composites renforcés par des fibres de verre, ces endommagements dépendent de l'avance lors du perçage et ne dépendent pas de la forme des renforts ni du type de matrice. Par contre, les délaminages induits pendant la réalisation d'un trou peuvent être atténués en utilisant un support placé en dessous de l'éprouvette pendant le perçage. Le travail de Capello [Capello, 2004], présente l'étude sur le délaminage induit par perçage.

Par ailleurs, un trou de type « molded-in » peut être réalisé sur une plaque composite en préservant la continuité des fibres, et donne une contrainte à rupture plus élevée [Lin et al., 1995], [Nakai et al., 2001], [Langella et Durante, 2008]. Ce type de trou est obtenu avec un insert placé entre les fibres du tissu avant l'imprégnation de la matrice (comme illustré sur la Figure 7-1), puis enlevé. Par contre, avec un grand diamètre de trou, la différence de contrainte à rupture entre la pièce ayant un trou réalisé avec un foret et la pièce avec un trou « molded-in » est moins importante.



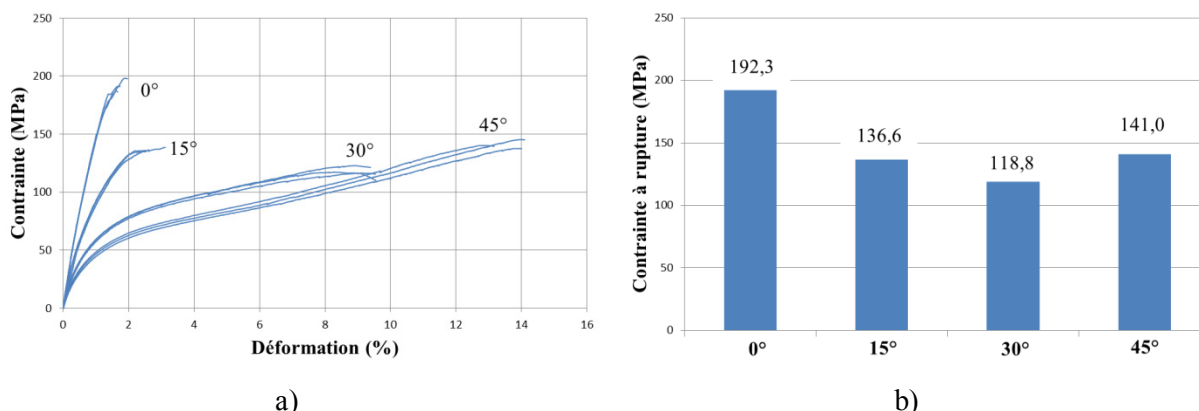
**Figure 7-1** Réalisation d'un trou « molded-in » sur le tissu de fibres avant l'imprégnation de matrice a) entre les mèches de fibres b) au sein d'une mèche de fibres [Langella et Durante, 2008].

Lors des essais de traction sur les éprouvettes trouées, nous avons constaté que le mécanisme d'endommagement résulte de la fissuration matricielle, du délaminage, de la réorientation des fibres et de la rupture de mèche de fibres [Belmonte et al., 2001], [Belmonte et al., 2004]. Ce mécanisme d'endommagement est identique à celui des pièces composites trouées en fibres de carbone [O'Higgins et al., 2008]. Afin de montrer l'effet de concentration de contrainte en fonction du rapport  $D/W$ , les courbes contrainte-déformation des éprouvettes trouées, de largeur 50 mm avec 3 différents diamètres de trou (configurations W50D3, W50D6.8 et W50D10), sont présentées sur la Figure 7-2, avec les contraintes à rupture. Les résultats obtenus, comme ceux présentés par Collings [Collings, 1977], montrent une contrainte à rupture plus élevée pour le trou le plus petit.



**Figure 7-2** Résultats des essais de traction sur éprouvettes trouées avec la même orientation du matériau ( $0^\circ$ ), largeur de 50 mm et différents diamètres de trou a) courbes contrainte-déformation b) comparaison des contraintes à rupture résultant des différents diamètres du trou.

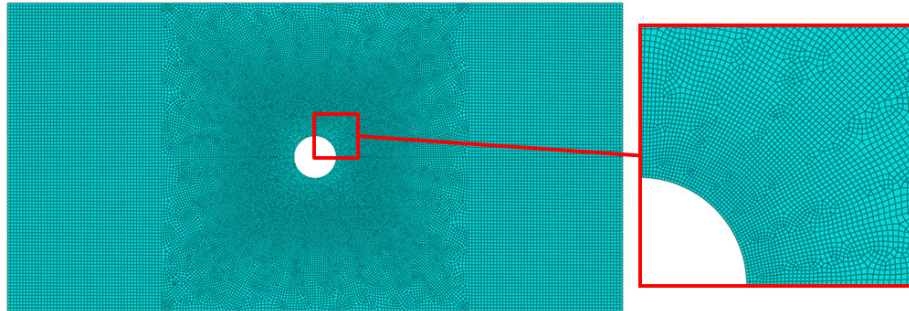
L'effet de l'orientation du matériau a été étudié en effectuant des essais de traction sur des éprouvettes ayant la même géométrie mais différentes orientations du matériau (configurations W50D6.8, W50D6.8-15, W50D6.8-30 et W50D6.8-45). Les résultats obtenus sont résumés sur la Figure 7-3. Pour le sens des fibres ( $0^\circ$ ), présenté sur les courbes contrainte-déformation de la Figure 7-3a, on retrouve le comportement de la fibre. Le comportement est plus linéaire, la contrainte à rupture plus élevée et la déformation à rupture plus faible. Par contre, la relation contrainte-déformation perd sa linéarité avant la rupture, à cause du mécanisme d'endommagement mentionné précédemment : la rupture progressive des mèches de fibres au bord du trou se propage vers les bords de l'éprouvette. Dans la direction  $45^\circ$ , les éprouvettes montrent la déformation à rupture la plus importante grâce à la réorientation symétrique des fibres dans les sens chaîne et trame. Alors que pour les directions  $15^\circ$  et  $30^\circ$  (Figure 7-3a), les résultats obtenus sont une pondération des caractéristiques des directions  $0^\circ$  et  $45^\circ$ . Les contraintes à rupture dans le sens des fibres ( $0^\circ$ ) et dans les sens hors axes ( $15^\circ$ ,  $30^\circ$  et  $45^\circ$ ), sont très différentes à cause du mécanisme des d'endommagement distinctifs. Dans le sens des fibres, la rupture de l'éprouvette résulte de la rupture des fibres, alors que pour les sens hors axes, la réorientation des fibres par cisaillement a lieu avant la rupture d'une mèche de fibres.



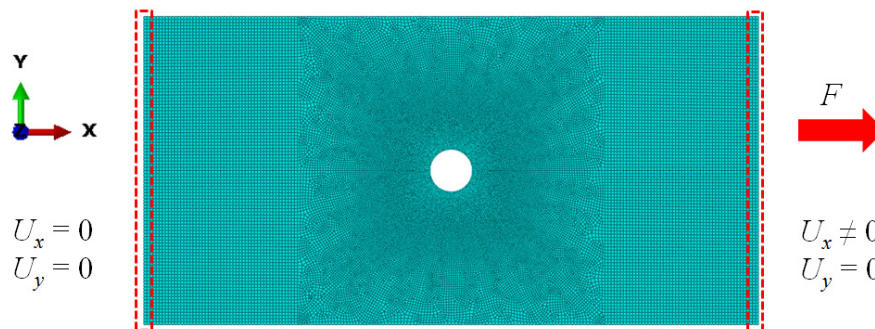
**Figure 7-3** Résultats des essais de traction sur éprouvettes trouées avec différentes orientations du matériau (largeur de 50 mm, diamètre de trou de 6,8 mm) a) courbes contrainte-déformation b) comparaison des contraintes à rupture pour les différentes orientations du matériau.

### 7.3.2 Calculs numériques

Les calculs numériques en 2D, pour chaque configuration de l'éprouvette trouée, ont été effectués sur Abaqus en utilisant la loi de comportement du TEPEX 102 présentée au chapitre 4. Ceci a permis de déterminer les champs de contrainte, autour d'un trou pour chaque configuration, et la validation de la loi de comportement adoptée. Un maillage très raffiné dans la zone autour du trou, illustré sur la Figure 7-4, permet de diminuer l'influence de la taille de l'élément sur le niveau de contrainte.

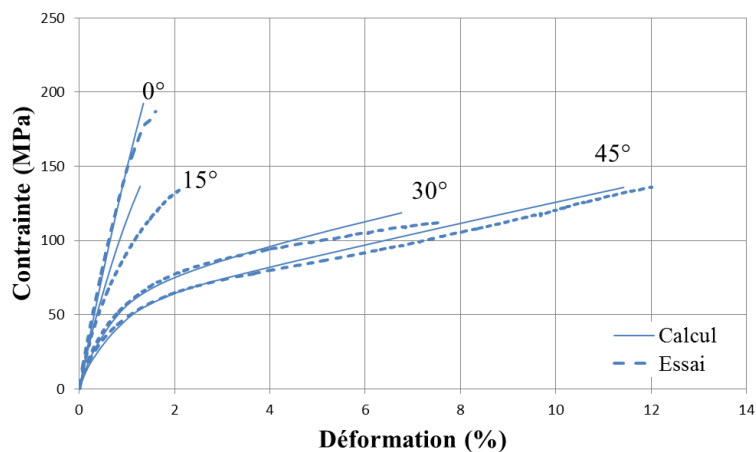


**Figure 7-4** Maillage de l'éprouvette trouée plus raffiné dans la zone autour du trou.

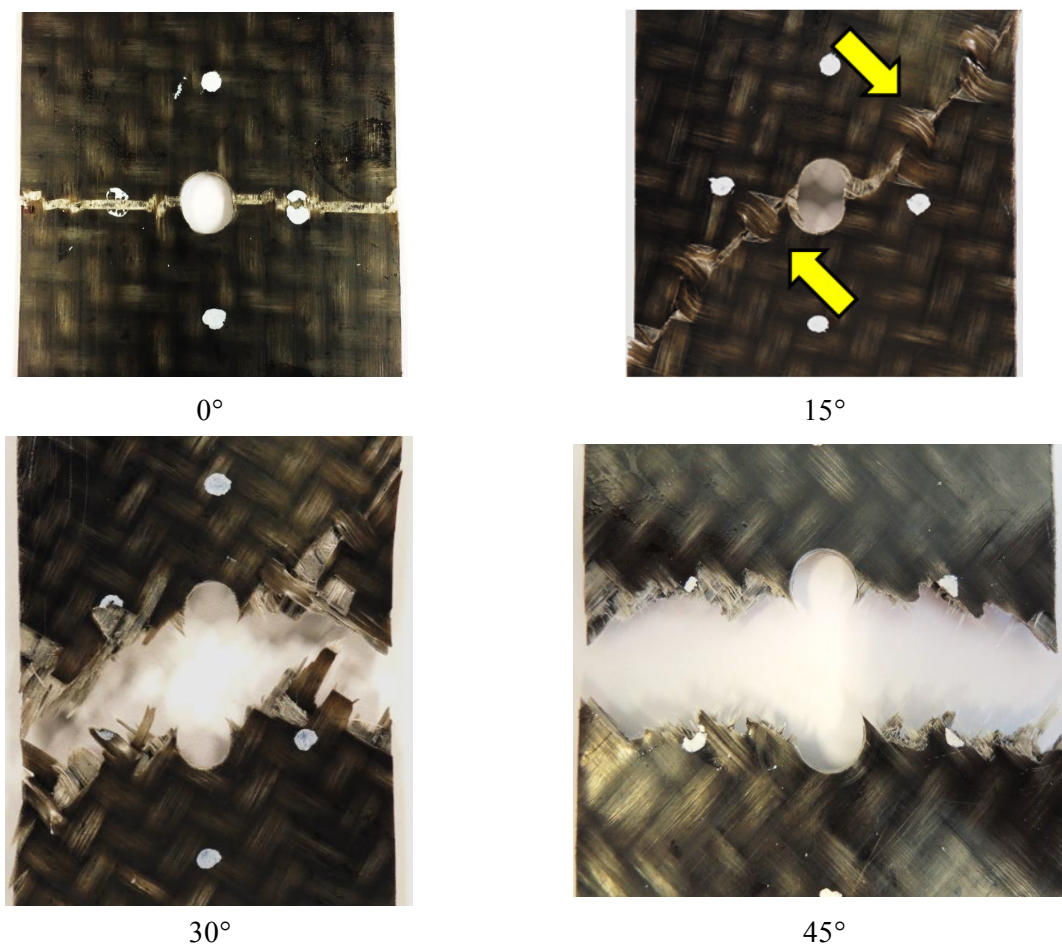


**Figure 7-5** Conditions aux limites imposées sur le maillage de l'éprouvette trouée.

Comme présenté sur la Figure 7-5, les conditions aux limites correspondant aux essais de traction ont été imposées sur les frontières du maillage. Les déplacements  $U$  de l'un des côtés situés aux bords extrêmes ont été bloqués suivant les 2 directions alors que le côté opposé a été sollicité jusqu'à la charge  $F$  de rupture, mesurée expérimentalement pour chaque configuration de l'éprouvette trouée. Pour valider la loi de comportement adoptée, les courbes contrainte-déformation des éprouvettes avec les différentes orientations du matériau (configurations W50D6.8, W50D6.8-15, W50D6.8-30 et W50D6.8-45) ont été calculées et tracées avec les résultats des essais sur la Figure 7-6.



**Figure 7-6** Comparaison des courbes contrainte-déformation, des éprouvettes trouées avec différentes orientations du matériau, résultant des essais expérimentaux et des calculs numériques.



**Figure 7-7** Faciès de rupture des éprouvettes trouées W50D6.8 avec différentes orientations du matériau.

Les calculs numériques présentés, sauf pour la direction 15° (configuration W50D6.8-15), sont cohérents avec les résultats expérimentaux (Figure 7-6). Les différences peuvent être expliquées, car pour la partie non-linéaire la loi de comportement adoptée est basée sur la théorie classique de la plasticité des métaux. Cette loi ne peut représenter le mécanisme de déformation non-linéaire du

composite à fibres continues, surtout la réorientation des fibres du composite sollicité dans la direction hors axe. Ceci se produit sévèrement dans la direction  $15^\circ$  (Figure 7-7). Les fibres dans la direction de trame sont torsadées localement vers la direction de sollicitation, ce phénomène entraîne une déformation expérimentale à rupture plus importante, que celle obtenue par le calcul numérique.

### 7.3.3 Prédiction de rupture par post-traitement

Afin de déterminer la rupture de l'éprouvette, les champs de contrainte autour d'un trou, pour chaque configuration de l'éprouvette trouée ont été calculés et exportés à l'aide d'« Abaqus Scripting Interface » pour un post-traitement sur MATLAB. Un code, en langage python, a été développé afin d'étudier une zone autour du trou. Ce code permet d'écrire toutes les composantes du tenseur des contraintes aux points d'intégration qui se trouvent au sein de la zone en question, en fonction des coordonnées spatiales, sous une forme de fichier texte.

Le post-traitement sur MATLAB a été mis en place selon la méthode mentionnée dans la section 7.2. Les critères de rupture envisagés sont le critère de la contrainte maximale et le critère d'Hashin. Le critère d'Hashin est originalement utilisé pour prédire la rupture des composites unidirectionnels. Dans le cas de composites tissés, nous avons seulement utilisé les modes de rupture des fibres en traction et en compression, suivant les directions de chaîne et de trame. En effet la rupture des éprouvettes dans les directions  $0^\circ$ ,  $15^\circ$ ,  $30^\circ$  et  $45^\circ$  est causée par la rupture de fibres (Figure 7-7). Les expressions des critères de rupture utilisés s'écrivent :

Le critère de la contrainte maximale, *MSTRS* :

$$MSTRS = \text{MAX} \left( \frac{\sigma_{11}}{S_{11}}, \frac{\sigma_{22}}{S_{22}}, \frac{\sigma_{33}}{S_{33}}, \frac{\tau_{12}}{S_{12}}, \frac{\tau_{13}}{S_{13}}, \frac{\tau_{23}}{S_{23}} \right) \quad (7-3)$$

Le critère d'Hashin, rupture de fibres en traction dans la direction de chaîne, *HSNFTCRT<sub>11</sub>* ( $\sigma_{11} \geq 0$ ) :

$$HSNFTCRT_{11} = \left( \frac{\sigma_{11}}{S_{11T}} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{13}}{S_{13}} \right)^2 \quad (7-4)$$

Le critère d'Hashin, rupture de fibres en compression dans la direction de chaîne, *HSNFCCRT<sub>11</sub>* ( $\sigma_{11} < 0$ ) :

$$HSNFCCRT_{11} = \left( \frac{\sigma_{11}}{S_{11C}} \right)^2 \quad (7-5)$$

Le critère d'Hashin, rupture de fibres en traction dans la direction de trame, *HSNFTCRT<sub>22</sub>* ( $\sigma_{22} \geq 0$ ) :

$$HSNFTCRT_{22} = \left( \frac{\sigma_{22}}{S_{22T}} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{12}}{S_{12}} \right)^2 + \left( \frac{\tau_{13}}{S_{13}} \right)^2 \quad (7-6)$$



Le critère d'Hashin, rupture de fibres en compression dans la direction de trame,  $HSNFCCRT_{22}$  ( $\sigma_{22} < 0$ ) :

$$HSNFCCRT_{11} = \left( \frac{\sigma_{22}}{S_{22C}} \right)^2 \quad (7-7)$$

d'où  $S_{11T}$ ,  $S_{11C}$  sont respectivement les contraintes à rupture en traction et en compression dans la direction de chaîne.

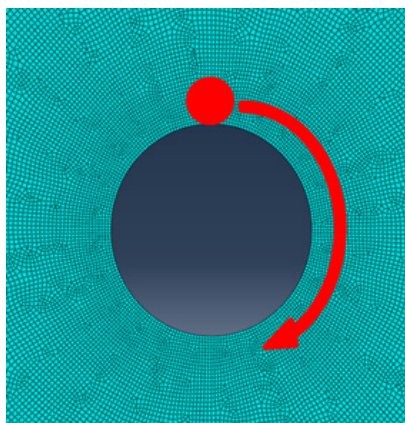
$S_{22T}$ ,  $S_{22C}$  sont respectivement les contraintes à rupture en traction et en compression dans la direction de trame.

$S_{12}$ ,  $S_{13}$ ,  $S_{23}$  sont les contraintes à rupture en cisaillement.

$S_{11}$  vaut  $S_{11T}$  si  $\sigma_{11} \geq 0$ , et vaut  $S_{11C}$  si  $\sigma_{11} < 0$ .

$S_{22}$  vaut  $S_{22T}$  si  $\sigma_{22} \geq 0$ , et vaut  $S_{22C}$  si  $\sigma_{22} < 0$ .

Pour le post-traitement sur MATLAB, les états de contrainte, aux points d'intégration situés dans la zone à étudier, sont importés à partir du fichier texte créé par Abaqus en fonction des coordonnées spatiales. Ceci permet de calculer le critère de la contrainte maximale et le critère d'Hashin pour chaque point d'intégration. La valeur moyenne du critère de rupture sur le volume critique de forme cylindrique, qui devient une surface circulaire dans le case de 2D, peut être déduite par la relation (7-1) avec l'aire  $A$  à la place du volume  $V$ . A l'intérieur de ce cercle critique décrit autour du trou on détermine et localise la valeur moyenne maximale du critère de rupture (Figure 7-8). Finalement, le diamètre critique  $D_c$  a été identifié à partir de celui satisfaisant la valeur moyenne de critère de rupture  $\overline{FI} = 1$ .



**Figure 7-8** Cercle critique décrit tout au long du bord d'un trou, pour déterminer la valeur moyenne maximale du critère de rupture.

Les diamètres critiques  $D_c$  pour le critère de la contrainte maximale ( $MSTRS$ ) et le critère d'Hashin ( $HSNCRT$ ) ont été d'abord déterminés à partir des éprouvettes W50D6.8 (éprouvettes de largeur 50 mm, de diamètre de trou 6,8 mm avec l'orientation de matériau  $0^\circ$ ). Cette géométrie est considérée comme la géométrie de référence. Leur valeur est respectivement de 0,61 mm et de 0,68

mm. A ce stade, les diamètres critiques  $D_{c,MSTRS} = 0,61$  et  $D_{c,HSNCRT} = 0,68$  ont été utilisés pour prédire la rupture d'autres configurations de l'éprouvette. Le cercle critique a été balayé sur les champs de contrainte de chaque configuration afin de déterminer la valeur moyenne maximale des 2 critères de rupture  $\overline{FI}_{MSTRS}$  et  $\overline{FI}_{HSNCRT}$  et les résultats obtenus sont présentés dans le Tableau 7-2.

**Tableau 7-2** Résultats de prédiction de rupture des éprouvettes testées par la méthode adoptée.

Configurations	Critère de la contrainte maximale		Critère d'Hashin	
	$\overline{FI}_{MSTRS}$	% erreur	$\overline{FI}_{HSNCRT}$	% erreur
W50D3	1,10	10	1,27	27
W50D6.8*	1,00	0	1,00	0
W50D6.8-15	0,95	5	0,98	2
W50D6.8-30	0,98	2	1,44	44
W50D6.8-45	0,97	3	1,29	29
W50D10	1,02	2	1,04	4

\* Géométrie de référence

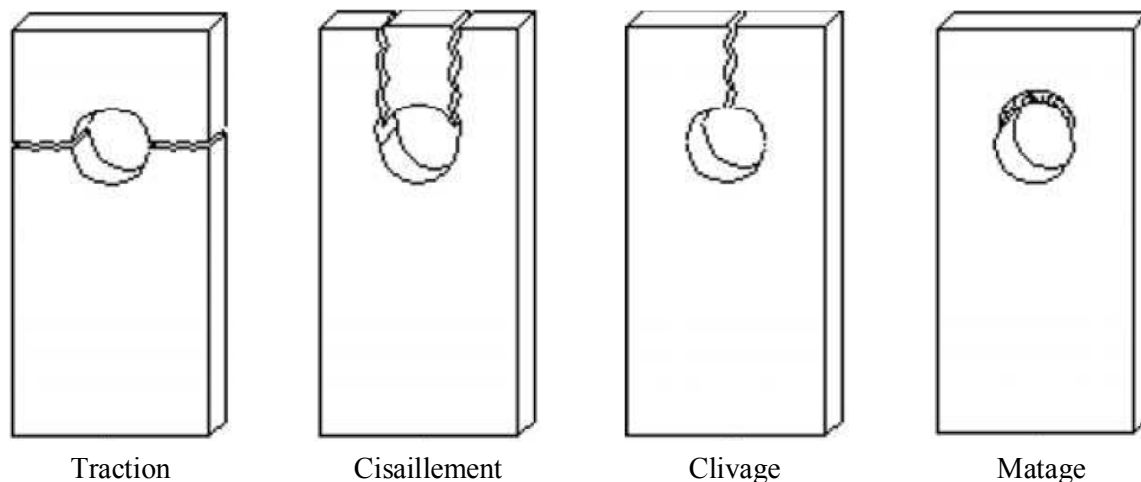
A partir des résultats présentés dans le Tableau 7-2, nous pouvons constater que le critère de la contrainte maximale donne une meilleure prédiction que le critère d'Hashin pour la prédiction de la rupture, en utilisant l'approche du volume critique. L'erreur maximale obtenue par le critère de la contrainte maximale est de 10%, alors que celle du critère d'Hashin est de 44%. Cela peut être expliqué par les termes de puissance 2 utilisés dans l'écriture du critère d'Hashin, termes qui confèrent une erreur plus élevée. Dans le cas de chargement dans le sens des fibres (configurations W50D3 et W50D10), où la contrainte de cisaillement n'existe pas, le critère d'Hashin donne une erreur plus importante par rapport au critère de la contrainte maximale à cause du terme carré de contrainte normale. Dans le cas d'un chargement hors axe, le critère d'Hashin est déterminé par la combinaison des termes de la contrainte normale et de la contrainte en cisaillement, entraînant ainsi une surestimation plus élevée, jusqu'à 44% d'erreur.

## 7.4 Structure boulonnée en composite

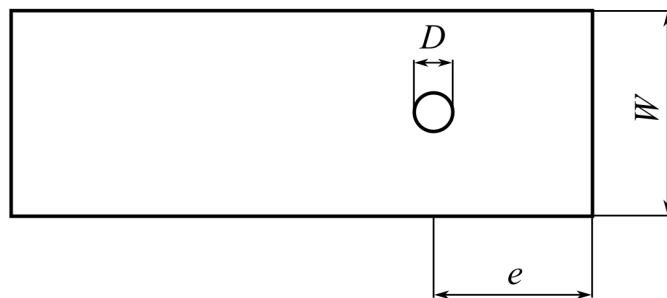
Le dimensionnement d'une pièce boulonnée en composite est plus compliqué que celle en métal en raison de la variété de combinaison des constituants du composite et des modes de rupture. Ces paramètres sont absents dans le cas d'un assemblage boulonné en métal. Les différents modes de rupture souvent rencontrés dans une pièce boulonnée en composite peuvent être distingués en 4 modes (Figure 7-9) : la rupture par traction, la rupture par cisaillement, la rupture par clivage et la rupture par matage. Les 2 paramètres géométriques influençant le mode de rupture sont le rapport entre la largeur



$W$  de la pièce et le diamètre  $D$  du trou ( $W/D$ ) et le rapport entre la distance  $e$  du centre du trou au bord libre de la pièce et le diamètre  $D$  du trou ( $e/D$ ), Figure 7-10.



**Figure 7-9** Différents modes de rupture d'une structure boulonnée [Dang-Hoang, 2009].



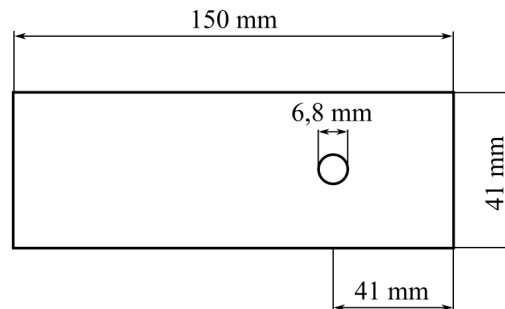
**Figure 7-10** Paramètres géométriques à prendre en compte, pour déterminer le mode de rupture d'une structure boulonnée.

De nombreux auteurs, [Hart-Smith, 1978], [Kretsis et Matthews, 1985], [Collings, 1977], ont montré que la rupture par traction se produit lorsque le diamètre d'un trou est relativement important par rapport à la largeur d'une pièce. La rupture par matage par contre, se produit lorsque la charge à rupture est élevée. C'est-à-dire que le mode de rupture par traction bascule vers le mode de rupture par matage lorsque le rapport  $W/D$  dépasse une valeur critique, considérée comme une propriété intrinsèque du composite. De même, la rupture par cisaillement peut se produire si le rapport  $e/D$  est inférieur à sa valeur critique, entraînant une charge à rupture plus faible par rapport à celle de la rupture par matage. Cette tendance a été présentée dans plusieurs travaux [Hart-Smith, 1986], [Hodgkinson et al., 1986], [Collings, 1982]. Dans le cas de composites tissés, il est recommandé d'utiliser les rapports  $W/D > 6$  et  $e/D > 3$  pour induire la rupture par matage et en particulier, l'utilisation de mèches de fibres plus petites confère une charge à rupture plus importante pour la structure boulonnée [Portanova, 1995]. Cependant, les rapports critiques  $W/D$  et  $e/D$  sont différents pour chaque composite, et ne peuvent être déterminés que par la voie expérimentale.

Dans le cadre de ce travail de thèse, nous visons à prédire la rupture d'une structure boulonnée en utilisant la méthode développée dans la section précédente. Le calcul numérique sur une structure boulonnée a été effectué pour déterminer le champ de contrainte autour d'un trou, ce calcul est ensuite utilisé pour prédire la rupture par post-traitement. Des essais expérimentaux ont également été réalisés afin de valider la méthode adoptée, et seront présentés ci-après.

#### 7.4.1 Essais expérimentaux sur les pièces boulonnées

Afin d'induire le mode de rupture par matage, qui possède la charge à rupture la plus élevée et qui est considéré comme un mode de rupture ductile pendant sa propagation, la géométrie de l'éprouvette a été choisie en utilisant les rapports  $W/D = e/D = 6$  et un diamètre de trou de 6,8 mm (Figure 7-11). Des éprouvettes ont été fabriquées pour 2 orientations du matériau : sens des fibres (direction  $0^\circ$ ) et sens hors axe (direction  $45^\circ$ ). Ceci permet de valider la méthode de prédiction utilisée dans le cas d'un chargement hors axe.



**Figure 7-11** Géométrie de l'éprouvette induisant le mode de rupture par matage.

##### a) Détermination du couple de serrage équivalent

Les éprouvettes boulonnées ont été serrées avec 2 conditions de force de serrage : le serrage à la main et le serrage avec une force de serrage de 8 kN, force proposée par notre partenaire industriel. Le couple équivalent à la force de serrage de 8 kN a été déterminé, afin d'imposer cette force de serrage à l'éprouvette boulonnée. De façon analytique, il existe plusieurs modèles qui permettent de déterminer le couple équivalent. Par exemple, nous pouvons utiliser la formule de Kellermann et Klein (ISO 16047, DIN 946 ou la forme de Motosh [Motosh, 1976]), qui considèrent que l'énergie fournie par le couple de serrage permet d'allonger la vis et de vaincre les forces de frottement au niveau du contact entre l'écrou et la rondelle ainsi qu'entre l'écrou et la vis.

Dans ce travail, nous avons déterminé expérimentalement le couple équivalent à la force de serrage de 8 kN en utilisant une cellule de charge. Les vis, écrous, rondelles et plaque composite, identiques aux éléments de l'assemblage, ont été utilisés afin de simuler les conditions de serrage des essais réalisés. Un couple de serrage a été appliqué par une clé dynamométrique (Figure 7-12a), qui

mesure et nous affiche la valeur du couple appliqué. La force de serrage résultant du couple appliqué a été mesurée avec une cellule de charge équipée d'un pont de jauges, Figure 7-12b.



a)



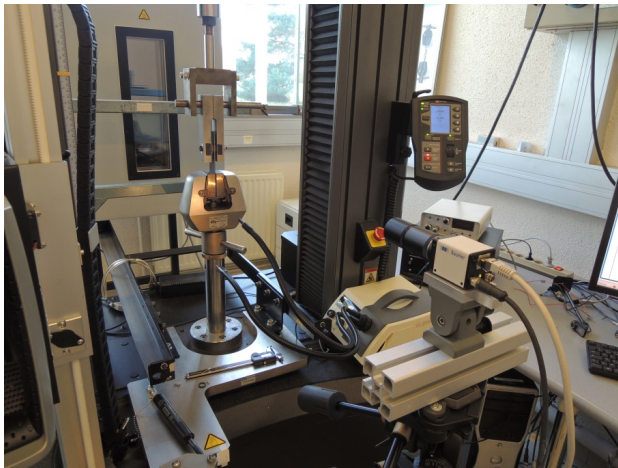
b)

**Figure 7-12** Instrumentation a) Clé dynamométrique b) Mesure de la force de serrage avec une cellule de charge à jauges résistives.

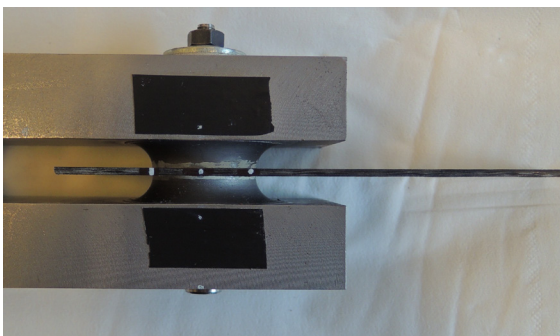
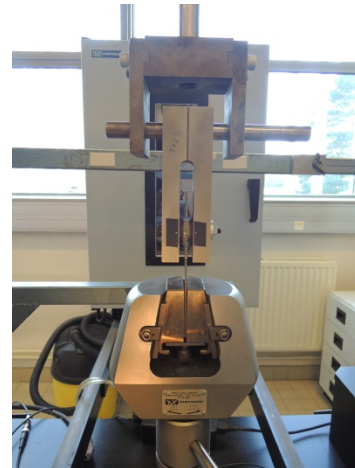
Lors des essais expérimentaux, nous avons trouvé que la force de serrage de 8 kN correspond à un couple de 8 Nm, alors que le serrage à la main est équivalent à une force de serrage de 90 N. Notons que, pendant la réalisation de ces essais pour déterminer le couple équivalent, nous avons observé que les écrous et les rondelles sont endommagés à chaque fois que la force de serrage est appliquée. Aussi, afin de toujours maintenir les mêmes conditions d'essai, de nouveaux écrous et rondelles ont été utilisés à chaque essai effectué.

#### b) Essais de traction sur les pièces boulonnées

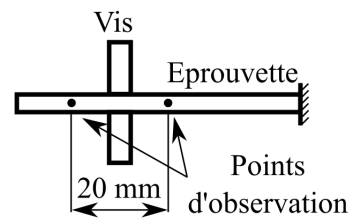
Les essais de traction quasi-statiques sur les pièces boulonnées ont été effectués à l'aide d'une machine INSTRON 5982 selon la norme ASTM D5961. Cette méthode est la méthode recommandée pour déterminer les propriétés de tenue au matage des composites stratifiés avec une matrice en polymère. Le pilotage d'un essai se fait en contrôle de vitesse de la traverse de 1 mm/min jusqu'à la rupture de l'éprouvette. Les allongements de l'éprouvette ont été mesurés par corrélation d'images numériques, Figure 7-13a. A remarquer que lors de l'utilisation du montage selon la norme ASTM D5961 (Figure 7-13b), les allongements ne peuvent être mesurés qu'au niveau du bord libre de l'éprouvette, comme présenté sur la Figure 7-13c.



a)



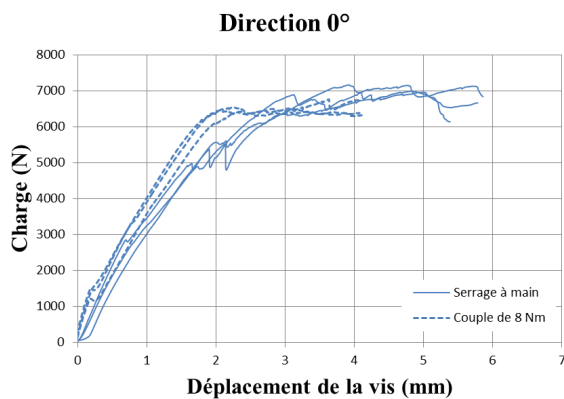
b)



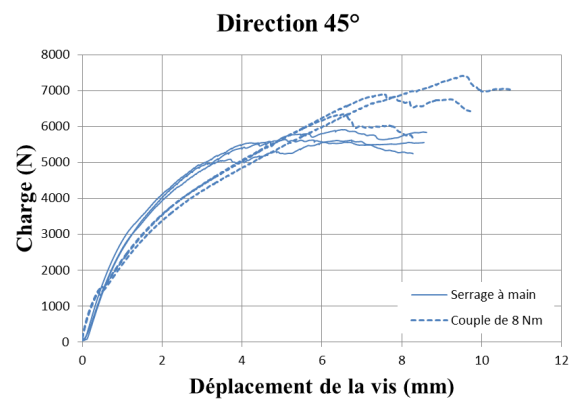
c)

**Figure 7-13** Dispositif expérimental a) Des séries d'images ont été enregistrées pendant les essais permettant de mesurer les allongements par corrélation d'images numériques b) Lors de l'utilisation du montage selon la norme ASTM D5961, seulement l'allongement au bord de l'éprouvette peut être observé c) Base de mesure au niveau du bord de l'éprouvette.

Enregistrées lors des essais, des séries d'images ont été dépouillées pour déterminer les allongements des éprouvettes par corrélation d'images numériques. Les courbes expérimentales des 4 conditions d'essai (2 orientations du matériau et 2 conditions de force de serrage) sont tracées sur la Figure 7-14, pour mettre en évidence les effets de l'orientation du matériau et de la force de serrage.



a)



b)

**Figure 7-14** Courbes expérimentales comparant 2 conditions de serrage a) dans la direction 0° b) dans la direction 45°.

Généralement, le mécanisme d'endommagement lors de la rupture par matage, débute par des fissures au sein de la matrice et se poursuit par des micro-flambages des fibres [Camanho et Lambert, 2006]. Ces micro-flambages sont considérés comme le mécanisme primaire de la rupture par matage [Wu et Sun, 1998]. D'après les courbes expérimentales, dans le sens de fibres (direction  $0^\circ$ ), les niveaux de charge au cours de la propagation de la rupture par matage sont presque identiques pour les 2 conditions de serrage. Par contre, nous pouvons observer l'effet de la force de serrage qui retarde l'amorçage de rupture par matage, Figure 7-14a. Dans la direction  $45^\circ$ , la charge au cours de la propagation de la rupture par matage est plus élevée, lorsque la force de serrage est imposée, comme présenté sur la Figure 7-14b.

Lors d'une application industrielle, la présence de l'endommagement par matage dans la structure est à proscrire. Selon le travail de Camanho et Lambert [Camanho et Lambert, 2006], une faible déformation permanente du trou entraîne un écart entre le trou et la vis et peut donner lieu au phénomène de fretting-fatigue par déplacements entre les pièces assemblées. Sous une sollicitation cyclique l'endommagement en fretting-fatigue diminue la résistance mécanique du matériau. Pour cette raison nous nous attachons à étudier l'amorçage de l'endommagement. Nous avons étudié et déterminé l'amorçage de l'endommagement pour chacune des 4 conditions d'essai réalisées.

### c) Amorçage de l'endommagement des pièces boulonnées

Pour détecter l'amorçage de l'endommagement, des observations ont été effectuées à l'aide d'un microscope optique. Des éprouvettes ont été sollicitées jusqu'à un niveau de charge donné puis examinées. Les zones endommagées de chaque éprouvette (Figure 7-15), ont été découpées en échantillons à observer. Ces échantillons enrobés dans une résine ont été polis avec des papiers abrasifs, de granulométries de plus en plus fines : 600, 1200, 2500 et 4000.

Ces observations ont été effectuées aux différents niveaux de charge, une éprouvette différente étant utilisée pour chaque niveau de charge. Pour la direction  $0^\circ$ , l'observation a été effectuée à partir de 3500 N jusqu'à 6000 N, par pas de 500 N, pour les 2 conditions de serrage. Pour la direction  $45^\circ$ , l'observation a été réalisée à 4000 N, 5000 N et 5500 N dans le cas d'un serrage à la main. Le serrage à la main donne une borne inférieure pour le début de l'endommagement, aussi à  $45^\circ$  pour le serrage avec un couple de 8 Nm, l'observation n'a été réalisée qu'à 5000 N et 5500 N compte tenu du nombre d'éprouvettes disponibles. Dans ce cas l'amorçage de l'endommagement devait se produire aux environs de 5000 N. Le bilan des observations est présenté dans le Tableau 7-3, et les observations au microscope sont montrées sur les Figure 7-16, Figure 7-17, Figure 7-18 et Figure 7-19 pour les 4 conditions d'essai.

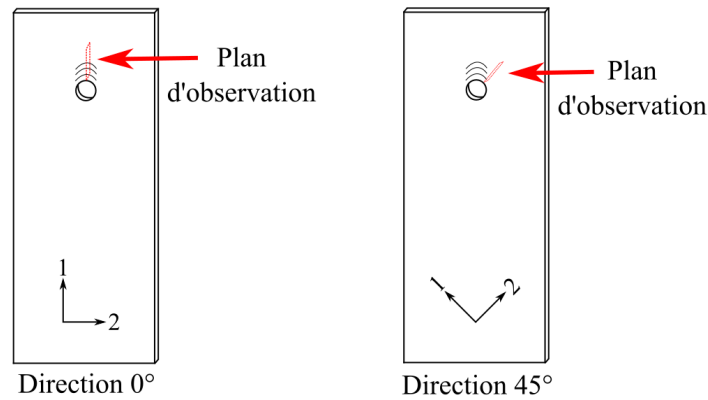


Figure 7-15 Plans d'observation des éprouvettes à 0° et 45°.

Tableau 7-3 Bilan des observations au microscope optique sur les pièces boulonnées, chargées à plusieurs différents niveaux.

Direction 0°		Direction 45°	
Serrage à main	Couple de 8 Nm	Serrage à main	Couple de 8 Nm
3500 N	3500 N		
4000 N	4000 N	4000 N	
4500 N	4500 N		
5000 N	5000 N	5000 N	5000 N
5500 N	5500 N	5500 N	5500 N
6000 N			

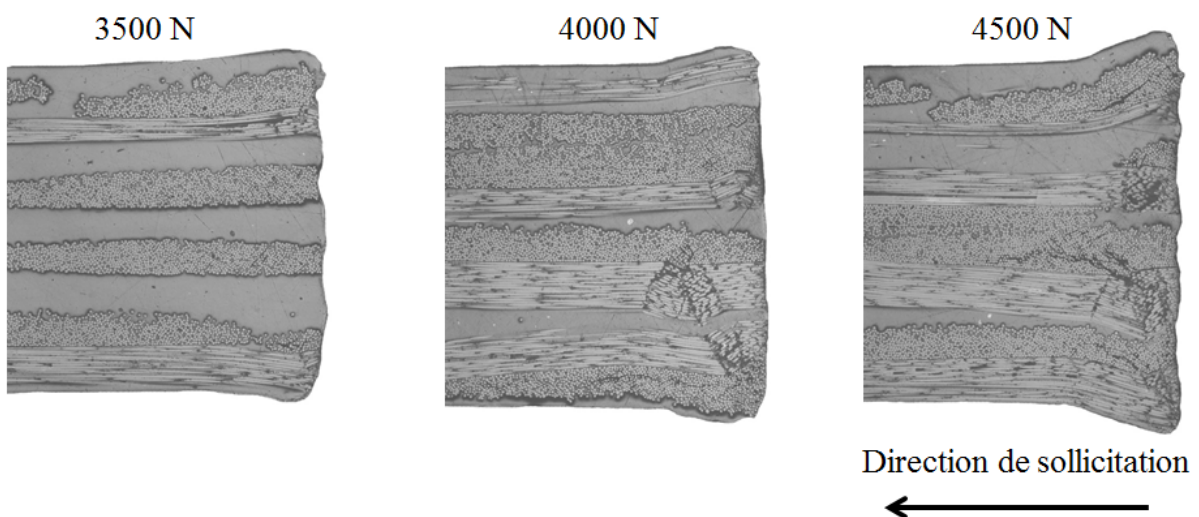
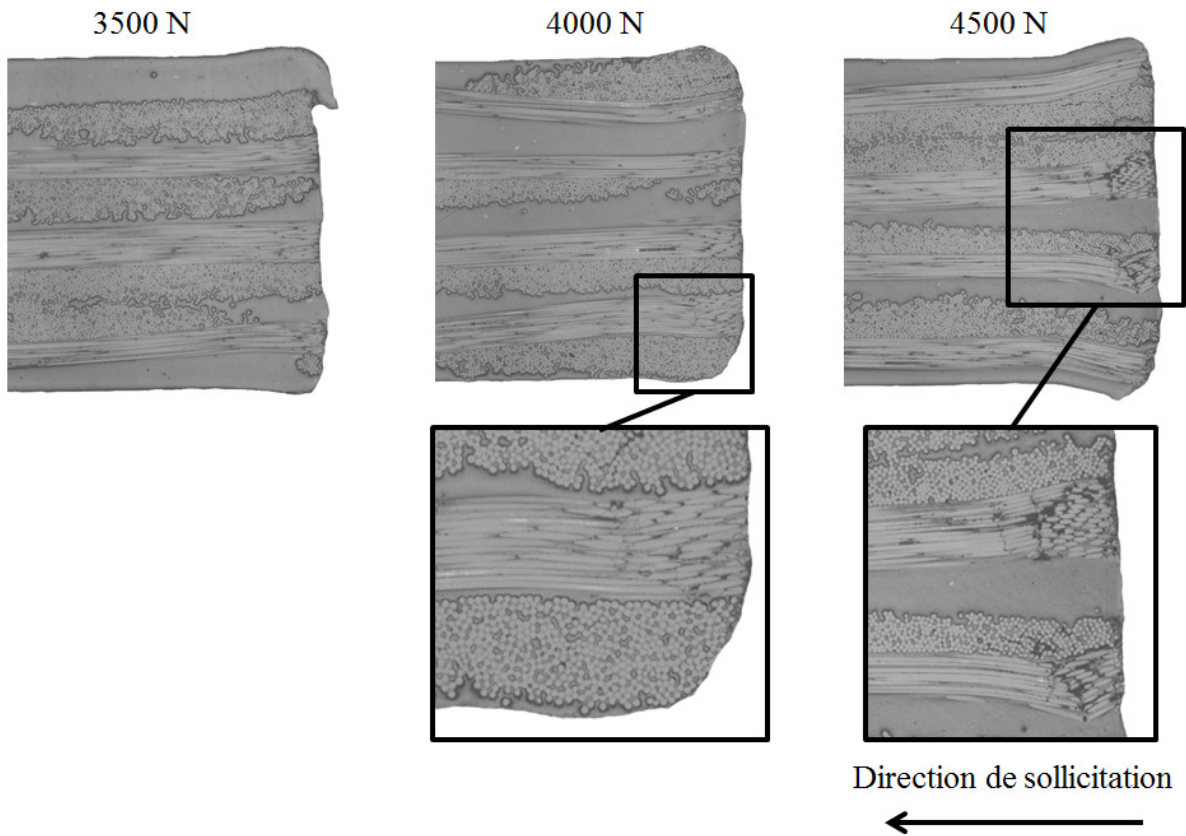
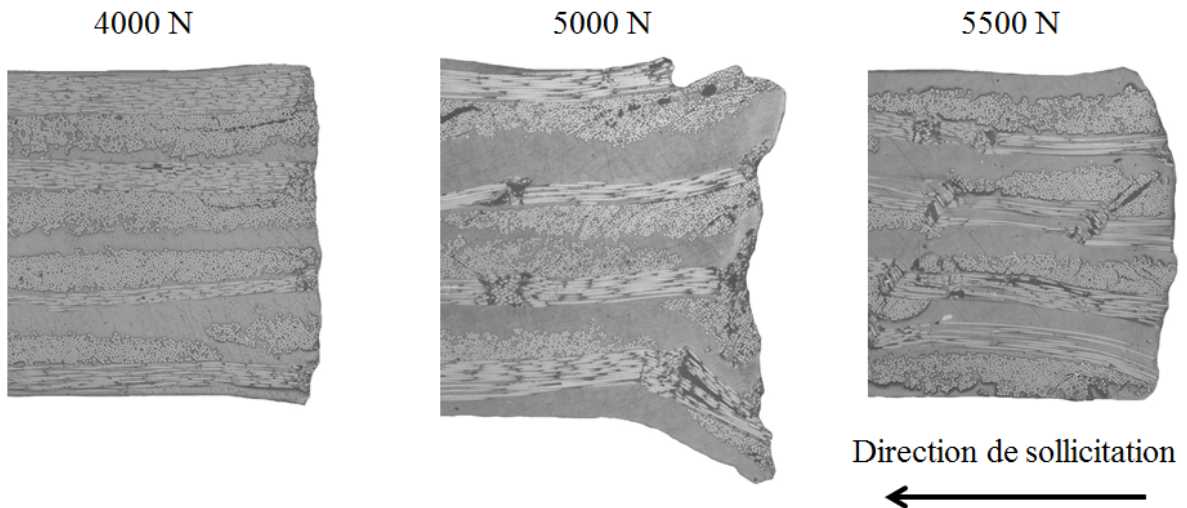


Figure 7-16 L'endommagement débute à 4000 N pour l'éprouvette, dans la direction 0°, avec le serrage à la main (grossissement x10).

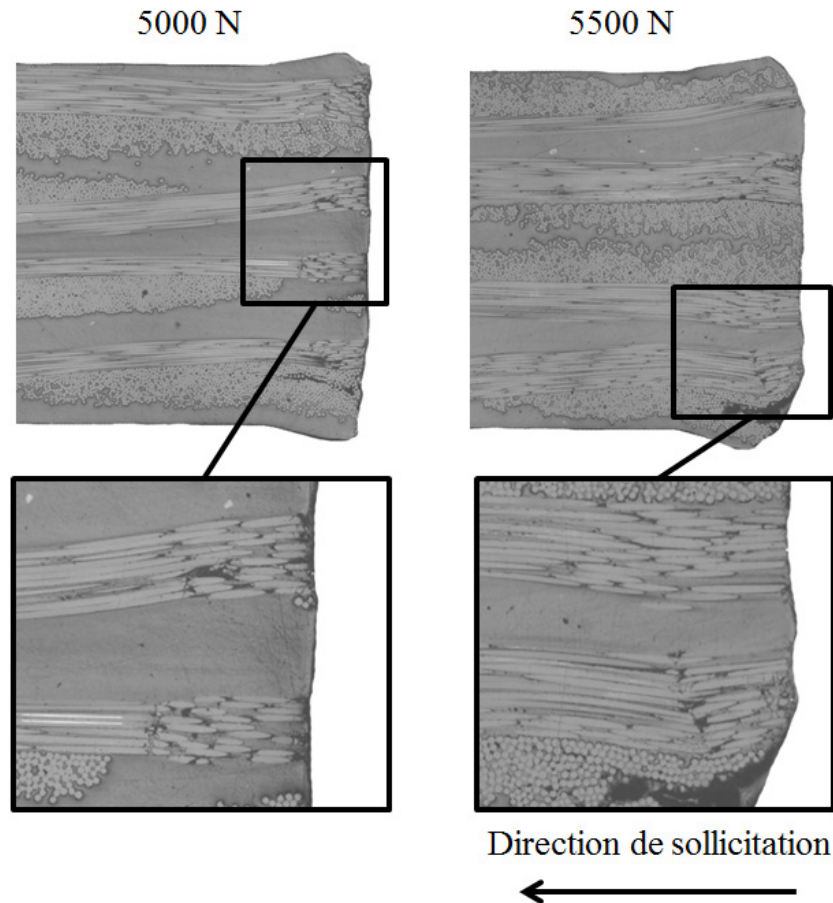




**Figure 7-17** L'endommagement débute à 4000 N et s'établit à 4500 N, pour l'éprouvette dans la direction 0°, avec le couple de serrage de 8 Nm (grossissement x10).



**Figure 7-18** L'endommagement débute à 5000 N, pour l'éprouvette dans la direction 45°, avec le serrage à main (grossissement x10).



**Figure 7-19** L'endommagement débute également à 5000 N, pour l'éprouvette dans la direction 45°, avec le couple de serrage de 8 Nm (grossissement x10).

A partir des observations dans la direction 0°, un endommagement local a été trouvé à 4000 N au niveau des fibres pour le serrage à la main, comme montré sur la Figure 7-16. Cela implique que l'endommagement s'est produit entre les charges de 3500 N et 4000 N. Pourtant, lorsque le couple de serrage de 8 Nm a été imposé, un endommagement local a encore été retrouvé à 4000 N sauf que des fibres étaient moins endommagées par rapport au serrage à la main, Figure 7-17. Dans la direction 45°, l'amorçage de l'endommagement débute à 5000 N (Figure 7-18) sur certaines éprouvettes pour le serrage à la main. Dans le cas du serrage avec un couple de 8 Nm, un endommagement a été retrouvé également à 5000 N, mais le composite était visiblement moins endommagé par rapport au serrage à la main, Figure 7-19.

Avec ces observations au microscope optique, sur les 4 conditions d'essai, nous pouvons conclure que la force de serrage peut légèrement retarder l'amorçage de l'endommagement d'une pièce boulonnée en composite, pour les 2 orientations du matériau (0° et 45°). Le composite est moins endommagé au même niveau de chargement avec une force de serrage. Cependant, afin d'étudier avec plus de précision l'influence de la force de serrage, la détermination de l'amorçage de l'endommagement devrait être menée en faisant varier le couple de serrage imposé. En raison de la



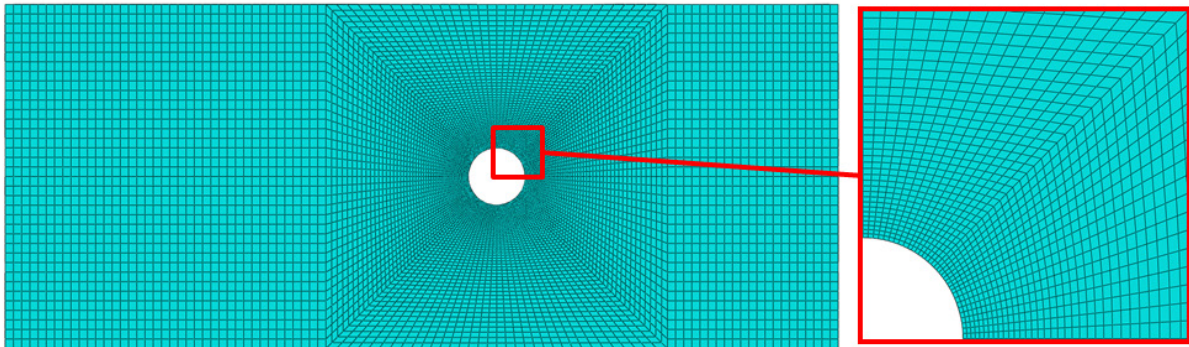
disponibilité du matériau, l'étude de l'influence de la force de serrage n'a pas été approfondie dans ce travail de thèse.

En terme de niveau de charge provoquant la rupture par matage, la force de serrage peut généralement retarder le délaminage, et entraîner une charge à rupture par matage plus élevée [Collings, 1977], [Matthews et al., 1982], [Choi et al., 2008]. Les résultats des essais effectués jusqu'à la rupture de l'éprouvette avec serrage avec un couple de 8 Nm, montrent que la charge à rupture était plus élevée seulement dans la direction 45°. Elle reste la même dans la direction 0° lorsque le couple de serrage de 8 Nm est imposé, Figure 7-14. Dans le cas d'une éprouvette boulonnée dans la direction 0°, cela est dû au fait que, sur la zone sollicitée en traction, la section droite de du matériau diminue pendant l'essai ainsi que son volume par effet Poisson (celui-ci étant inférieur à 0,5). En conséquence, l'influence de la force de serrage est progressivement diminuée lors d'une déformation de l'éprouvette en raison de l'absence du maintien de la force de serrage pendant l'essai. Dans la direction 45°, l'éprouvette est soumise principalement à une sollicitation de cisaillement, et la déformation s'effectue avec un volume constant. Ainsi, lorsque la force de serrage est maintenue pendant l'essai, la charge à rupture plus élevée pour les éprouvettes, cas de la direction 45°.

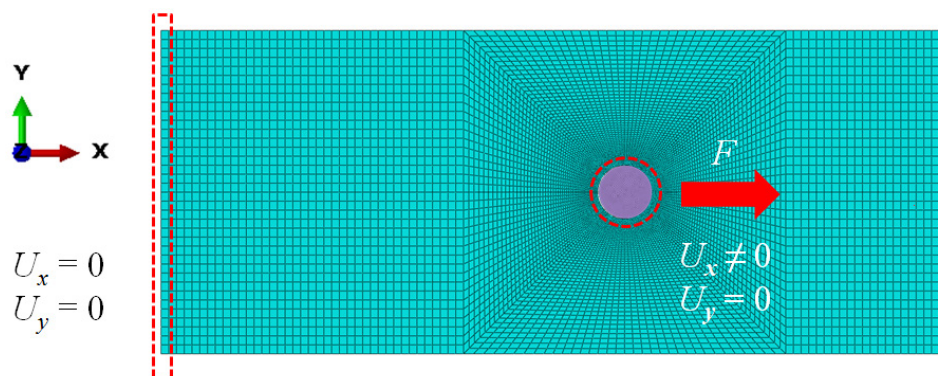
#### 7.4.2 Calculs numériques

Les calculs numériques sur l'éprouvette boulonnée ont été effectués sur Abaqus afin de calculer le champ de contrainte autour d'un trou. Ceci permet de déterminer l'amorçage de l'endommagement par post-traitement. Les observations au microscope présentées précédemment, montrent que la force de serrage influence très peu l'amorçage de l'endommagement d'une pièce boulonnée. En conséquence, les calculs numériques sur éprouvette boulonnée ont été réalisés sans prendre en compte la force de serrage, pour la détermination de l'amorçage de l'endommagement des éprouvettes dans les directions 0° et 45°.

Les calculs numériques sur l'éprouvette boulonnée, pour les 2 orientations du matériau, ont été effectués en utilisant la loi de comportement du TEPEX 102 présentée au chapitre 4. Le maillage a été raffiné dans la zone autour du trou pour prévenir l'influence de taille de l'élément sur la contrainte, Figure 7-20. Les conditions aux limites correspondant aux essais de traction ont été imposées sur le maillage, comme présenté sur la Figure 7-21. Les déplacements  $U$  du bord extrême de l'éprouvette ont été bloqués dans toutes les directions alors que la charge  $F$ , mesurée expérimentalement à la rupture de l'éprouvette, a été imposée au niveau de la vis.

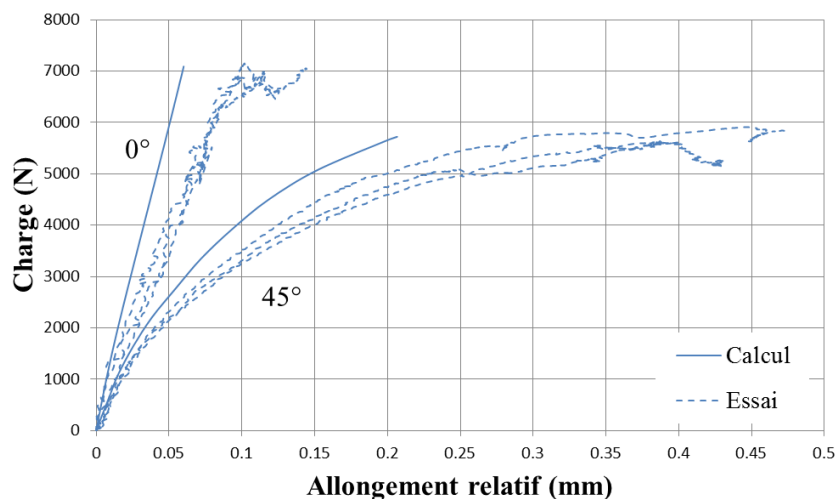


**Figure 7-20** Maillage raffiné de l'éprouvette boulonnée dans la zone autour du trou.



**Figure 7-21** Conditions aux limites imposées sur le maillage de l'éprouvette boulonnée.

Les courbes charge-allongement résultant des calculs numériques et des essais expérimentaux sont comparées dans la Figure 7-22 pour les directions  $0^\circ$  et  $45^\circ$ . Les allongements présentés correspondent à l'allongement relatif entre les 2 points d'observation au bord de l'éprouvette, Figure 7-13c. Nous pouvons bien constater que, pour les 2 orientations du matériau, les allongements relatifs mesurés expérimentalement sont plus importants que ceux calculés numériquement. Cela est dû au fait que le module d'Young en compression est de 12% supérieur à celui en traction, comme présenté dans les Tableaux 3-2 et 3-3. Malheureusement cette différence de module d'Young en traction et en compression ne peut pas être prise en compte par la loi de comportement adoptée pour les calculs numériques. En effet, sur la zone en contact avec la vis, le composite est plus rigide car il est sollicité en compression. Alors qu'aux bords libres de l'éprouvette, où l'allongement relatif a été mesuré, le composite est sollicité en traction, d'où un allongement relatif plus important que celui calculé numériquement.



**Figure 7-22** Comparaison des courbes charge-allongement des éprouvettes boulonnées, avec différentes orientations du matériau, résultant des essais expérimentaux et des calculs numériques.

### 7.4.3 Prédiction de rupture d'une pièce boulonnée

De très nombreux travaux ont été consacrés à la prédiction de la rupture d'une structure boulonnée à l'aide de l'analyse par éléments finis. Différents modèles d'endommagement progressif ont été adoptés afin de prendre en compte l'accumulation des endommagements pendant la propagation de la rupture par matage [Goswami, 2005], [Dano et al., 2000], ou la méthode « Ply discount » [Riccio, 2005] ou la méthode « Complete unloading stiffness degradation » [Kweon et al., 2007]. Au niveau de la prédiction de la rupture mettant en jeu la concentration de contrainte, l'approche de la courbe caractéristique basée sur les distances critiques a été proposée [Chang et al., 1982], [Whitworth et al., 2008]. Dans ce dernier travail la courbe caractéristique est caractérisée par des distances critiques en traction et en compression. En outre, l'approche du volume critique a été également utilisée pour déterminer la rupture d'une pièce boulonnée [Wu et Sun, 1998], [Choi et Chun, 2003], [Ryu et al., 2007], [Choi et al., 2008]. La valeur représentative du volume déterminant la rupture pouvant être déduite selon des principes différents.

Pour déterminer l'amorçage de l'endommagement suivant la méthode proposée, le post-traitement a été effectué comme présenté dans le paragraphe 7.3.3. Dans le cas d'une éprouvette trouée, le critère de la contrainte maximale a montré une meilleure prédiction. En conséquence, nous avons utilisé uniquement ce critère pour des pièces boulonnées. Le calcul numérique a été relancé itérativement en recherchant la charge qui donne la valeur moyenne du critère de rupture sur le volume critique  $\overline{F}I_{MSTRS} = 1$ . Les charges déterminées numériquement étaient respectivement de 3600 N et de 4900 N pour les orientations du matériau 0° et 45°. Dans ces calculs le critère de la contrainte maximale était dominé par la composante en compression de l'Eq. (7-3). Les calculs numériques des amorçages d'endommagement sont en bon accord avec les valeurs expérimentales, qui sont entre 3500 N et 4000 N pour la direction 0°, et voisine de 5000 N pour la direction 45°. En pratique, cette

méthode de prédiction à l'aide d'un post-traitement est simple à appliquer sur une structure en utilisant un volume critique autour du trou étudié. Au chapitre 9, nous présenterons l'application de cette méthode de prédiction de rupture sur la structure industrielle, un siège automobile en métal-composite.



## **CHAPITRE 8**

### **ASSEMBLAGE COLLE**

#### **8.1 Introduction**

Dans l'assemblage collé, l'adhésif se présente sous la forme d'une couche fine, où l'état de contrainte est hétérogène à cause des effets de bord. Au bord du joint, la concentration de contrainte dans la couche de colle donne lieu à un comportement différent de celui à l'état massif. De manière générale, l'efficacité d'un joint adhésif est caractérisée par deux propriétés : une propriété d'adhésion décrivant la résistance de l'interface entre la colle et le substrat et par une propriété de cohésion décrivant la résistance de la matière elle-même. Ces propriétés peuvent être déterminées expérimentalement sur éprouvette. En termes de conception et de dimensionnement d'une pièce industrielle, la prédiction de rupture de l'assemblage collé doit être établie. Les essais expérimentaux comparés aux résultats de calcul ont permis d'établir le critère de rupture d'une couche de colle et de valider la loi de comportement des adhésifs développée au chapitre 6.

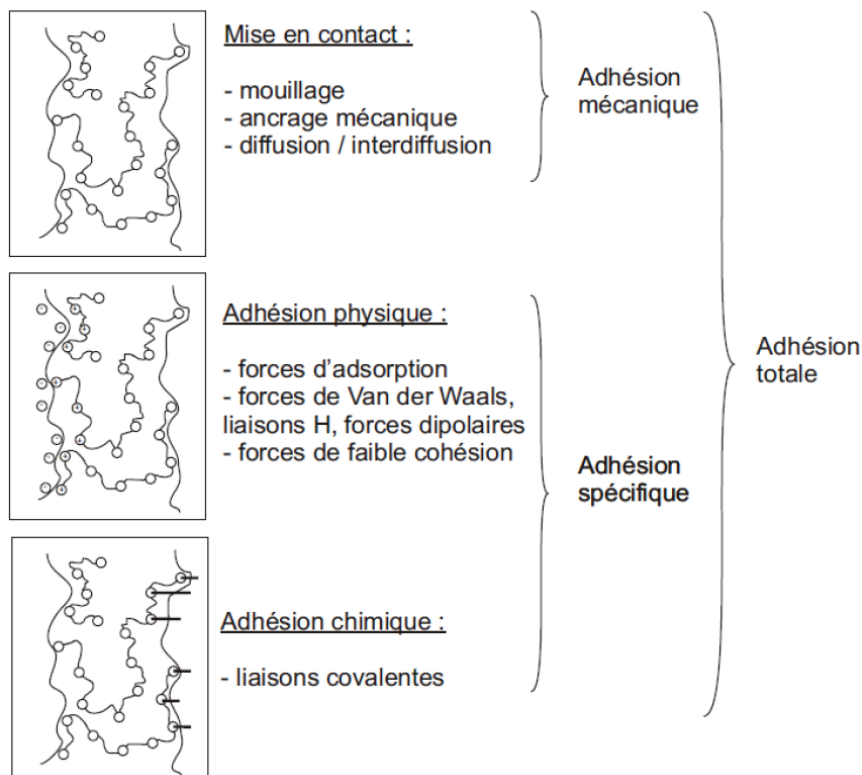
Ce chapitre est donc dédié à l'étude d'une structure collée, où l'adhésif est sous la forme d'une couche fine. Les essais de simple recouvrement ont permis d'établir le critère de rupture basé sur l'approche de la distance critique. Cette distance a été identifiée par calcul numérique, à partir des résultats expérimentaux. Enfin, une simulation numérique a été effectuée sur la pièce industrielle afin de valider la loi de comportement et le critère de rupture établis. Tout d'abord, nous présenterons les généralités sur les assemblages collés.

#### **8.2 Généralités sur les assemblages collés**

##### **8.2.1 Mécanismes d'adhésion**

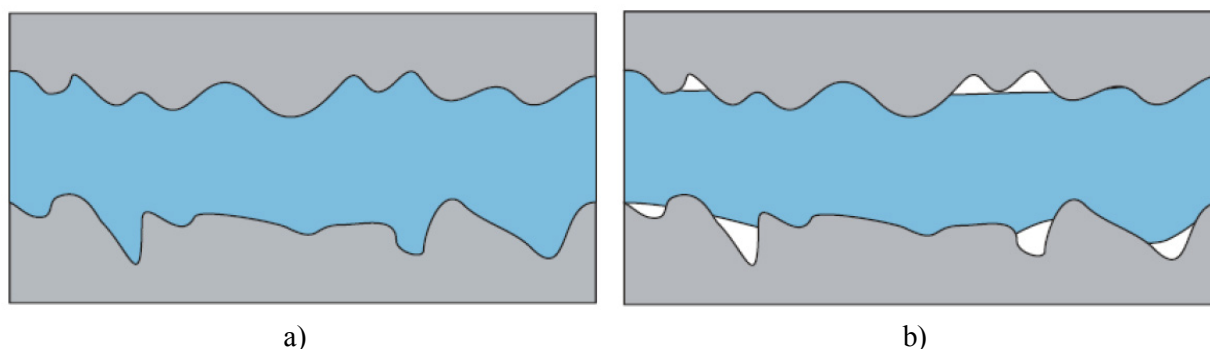
Nous allons présenter les propriétés d'adhésion et de cohésion du joint, propriétés qui déterminent l'efficacité de l'assemblage collé. Plusieurs théories ont été proposées pour décrire les mécanismes d'adhésion. Globalement, les mécanismes d'adhésion ne peuvent pas être décrits par une seule théorie, mais font 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. Ainsi, les

mécanismes mis en jeu successivement ou simultanément dans la globalité des mécanismes d'adhésion, sont classés et résumés sur la Figure 8-1.



**Figure 8-1** Différents mécanismes d'adhésion pouvant intervenir dans la globalité du mécanisme d'adhésion [Schindel-Bidinelli, 1992].

L'ancrage mécanique est l'une des premières théories décrivant l'adhésion, proposée par Mc Bain et Hopkins [Mc Bain et Hopkins, 1925]. Il s'agit de la pénétration de l'adhésif dans les irrégularités et microcavités avant la polymérisation de l'adhésif. Le nombre de liaisons interraciales de l'interface est déterminé par la rugosité de cette surface et son importance est mise en évidence dans cette théorie. Par ailleurs, pour obtenir un bon ancrage il faut mouiller parfaitement les surfaces afin de ne pas piéger des bulles d'air dans les porosités. La présence de porosités peut induire des concentrations de contrainte et affaiblir le joint adhésif, comme illustré sur la Figure 8-2.



**Figure 8-2** Mouillage de l'adhésif sur des surfaces a) bon mouillage b) mauvais mouillage [Cognard, 2003].

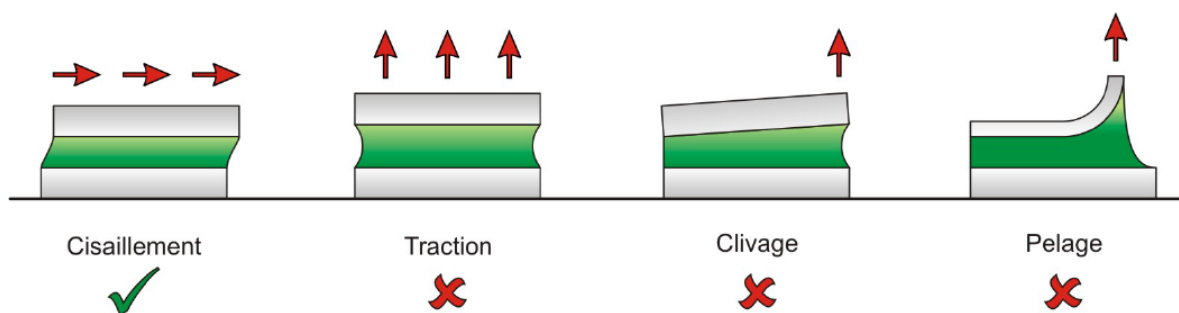
Quant à l'adhésion spécifique, elle regroupe les modèles d'adhésion relatifs aux interactions physiques et chimiques, tels que la théorie de l'adsorption thermodynamique ou du mouillage [Kinloch, 1987] décrivant les énergies libres interfaciales, et l'adhésion chimique expliquant la création de liaisons covalentes entre les molécules de l'adhésif et du substrat.

Afin d'assurer une bonne adhésion, une préparation des surfaces est nécessaire. Les traitements qui permettent de nettoyer une surface peuvent être mécaniques, chimiques ou électrochimiques, etc. Citons quelques exemples de traitement de surface :

- Abrasion : ce traitement est utilisé pour améliorer l'ancrage mécanique en facilitant le mouillage sur une surface à coller. Par contre, ce type de traitement est limité dans le cas d'un matériau fibreux, où les fibres ne doivent pas être mises à nu.
- Dégraissage liquide : ce traitement permet d'éliminer les huiles et contaminants organiques.
- Flambage : la surface est exposée à une flamme pendant un temps très court, (0,02 à 0,1s), afin de brûler les graisses et d'améliorer la mouillabilité.
- Ultrasons : ce traitement élimine des contaminants laissés par les traitements mécaniques ou chimiques en utilisant des vibrations haute fréquence.

### 8.2.2 Modes de rupture de l'assemblage collé

L'assemblage par collage permet un joint continu et une répartition uniforme des contraintes sur une grande surface du joint. En effet dans ce cas, les concentrations de contrainte sont moins importantes que dans le cas de liaisons ponctuelles. Pour assurer une bonne répartition des contraintes sur la plus grande surface possible, le joint adhésif doit être impérativement sollicité en cisaillement pur. Dans le cas où le joint adhésif est sollicité d'une autre manière, les concentrations de contraintes favorisent la rupture du joint, Figure 8-3.

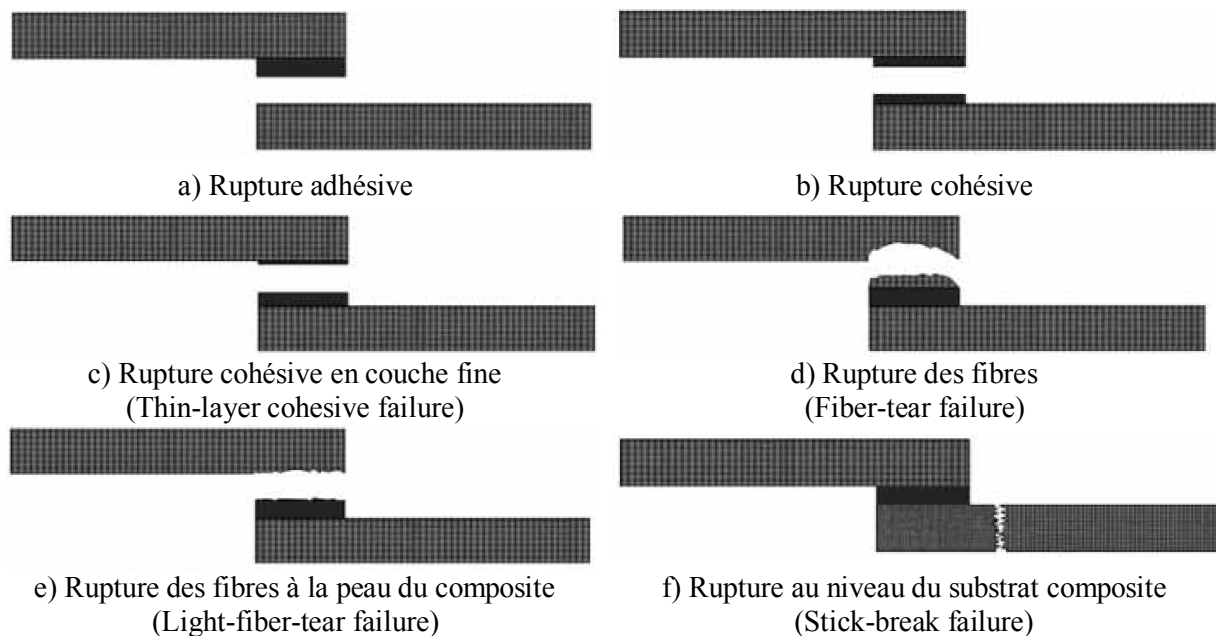


**Figure 8-3** Meilleur comportement du joint adhésif en cisaillement, alors que d'autres types de sollicitation peuvent induire des concentrations de contraintes favorisant la rupture [Joannès, 2007].

Nous pouvons distinguer globalement 2 types de rupture dans le cas d'un joint adhésif. Lorsqu'une rupture se produit au sein du matériau (dans l'adhésif ou dans le substrat), la rupture est



dite cohésive. Une rupture peut également se produire à l'interface et est appelée rupture adhésive. Dans le cas de matériaux composites, le mode de rupture est influencé par plusieurs paramètres, tels que l'état de surface, l'épaisseur de la zone de contact ou d'assemblage, le comportement du substrat et les conditions d'environnement. Les différents modes de rupture avec des substrats composite sont résumés sur la Figure 8-4.

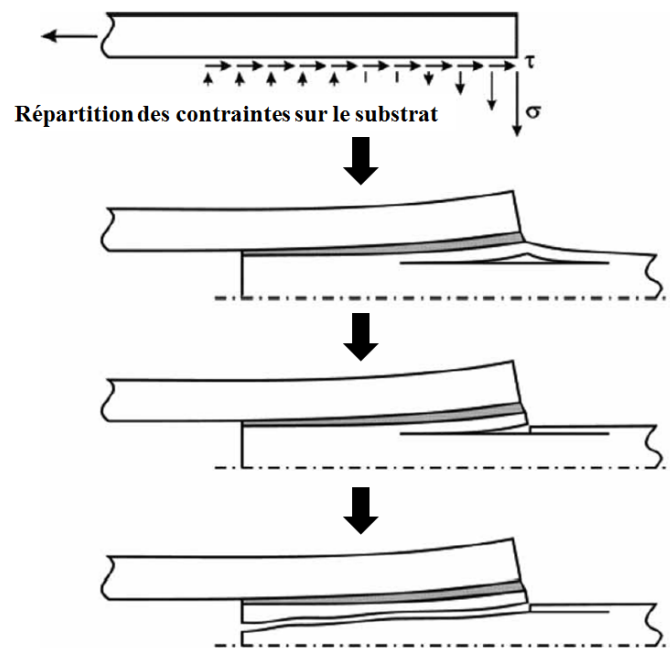


**Figure 8-4** Différents modes de rupture du joint adhésif avec des substrats composite [Banea et da Silva, 2009].

Il faut remarquer que la rupture du joint adhésif se produit souvent au sein du substrat en composite, la résistance aux contraintes de pelage et de cisaillement des matériaux composites étant assez faible. Le schéma de la rupture au sein du substrat en composite est illustré sur la Figure 8-5.

### 8.3 Développement du critère de rupture à l'aide de l'essai de simple recouvrement

L'essai de simple recouvrement est l'essai de cisaillement le plus répandu dans l'industrie grâce à sa simplicité de mise en œuvre. Cet essai permet de caractériser en cisaillement le joint adhésif ainsi que son interface. L'éprouvette se compose de 2 substrats rectangulaires réunis par un joint adhésif dont l'épaisseur est bien contrôlée. Elle est sollicitée en cisaillement sur un joint adhésif en appliquant un effort de traction à l'extrémité libre des 2 substrats. Par contre, cet essai de cisaillement induit un état de déformation très complexe au sein du joint adhésif, lorsque l'éprouvette se tord et que les substrats fléchissent au cours de l'essai.

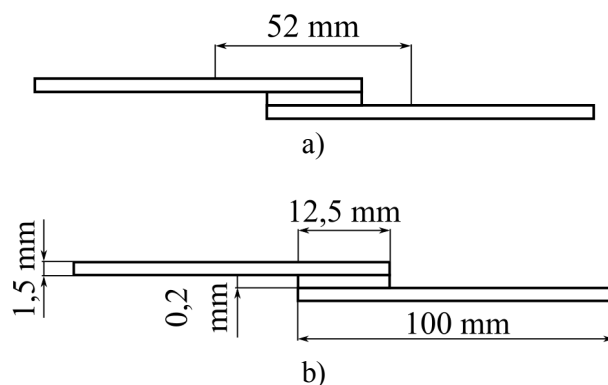


**Figure 8-5** Schéma de la rupture d'un substrat influencé par les contraintes de pelage et de cisaillement [Banea et da Silva, 2009].

Dans cette étude nous avons réalisé des essais de simple recouvrement, afin d'établir le critère de rupture. Ce critère nous permet de prédire la rupture d'une structure collée en tenant compte de la présence de concentration de contrainte au sein du joint adhésif. Le critère de Drucker-Prager présenté au chapitre 6, a été utilisé avec une approche tenant compte d'une distance critique. Des essais expérimentaux ont d'abord été réalisés pour déterminer la résistance mécanique du joint adhésif étudié. Des calculs numériques sur l'éprouvette de simple recouvrement ont ensuite été effectués en utilisant la charge à rupture obtenue expérimentalement. Cela nous a permis d'identifier la distance critique utilisée pour prédire la rupture de la pièce. La procédure de l'identification de la distance critique est détaillée ci-après.

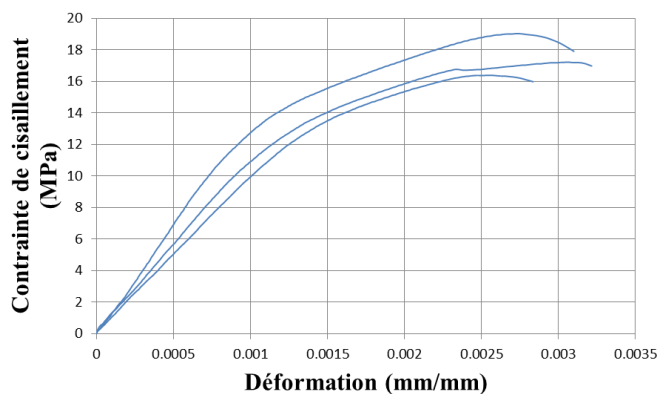
### 8.3.1 Essais de simple recouvrement

Les essais de simple recouvrement ont été effectués en sollicitation quasi-statique, à l'aide d'une machine INSTRON 5982, en respectant la norme NF EN 1465. Le pilotage d'un essai se fait en contrôle de vitesse de traverse de 1 mm/min, jusqu'à la rupture de l'éprouvette. La déformation longitudinale de l'éprouvette a été mesurée par l'extensomètre vidéo avancé (AVE) avec une base de mesure de 50 mm (Figure 8-6a). Le matériau composite n'étant pas disponible, les éprouvettes de simple recouvrement ont été fabriquées avec des substrats en acier, pour les adhésifs SikaPower 4588 et Aderis 8641, à la place du composite TEPEX 102.



**Figure 8-6** Eprouvette de simple recouvrement a) Base de mesure de l'AVE  
b) Géométrie de l'éprouvette.

La longueur, la largeur et l'épaisseur des substrats adoptés sont respectivement de 100 mm, 25 mm et 1,5 mm, Figure 8-6b. Pour assurer une bonne adhésion les surfaces à coller ont été sablées. L'épaisseur de la couche d'adhésif a été contrôlée à l'aide d'un fil de diamètre de 0,2 mm, inséré entre les substrats avant la polymérisation de l'adhésif. A remarquer que nous avons réalisé les essais de simple recouvrement sur des éprouvettes qu'avec l'adhésif SikaPower 4588, car les éprouvettes réalisées avec l'adhésif Aderis 8641 possèdent un taux de porosité trop important après fabrication des éprouvettes. Les courbes contrainte-déformation, résultant des essais de simple recouvrement sur l'adhésif SikaPower 4588, sont présentées sur la Figure 8-7, où la charge moyenne à rupture est de 6350 N.



**Figure 8-7** Courbes contrainte-déformation résultant des essais de simple recouvrement sur l'adhésif SikaPower 4588.

### 8.3.2 Calculs numériques

Les calculs numériques en 3D de l'éprouvette de simple recouvrement ont été effectués sur Abaqus en utilisant la loi de comportement de l'adhésif SikaPower 4588 présentée dans le chapitre 6. Au niveau des substrats en acier, nous constatons que les substrats fléchissent au cours de l'essai, et que la déformation plastique a lieu. Le comportement inélastique du substrat en acier a été pris en compte dans les calculs à l'aide d'une loi d'écoulement cinématique non-linéaire. Son écriture en

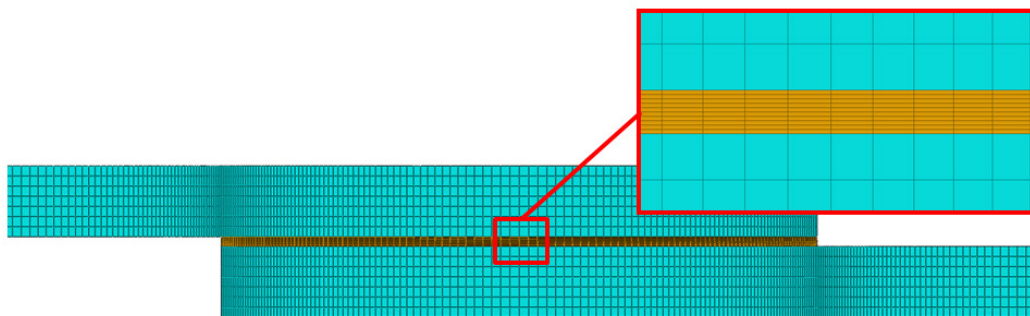
traction monotone est donnée par l'Eq. (8-1) et ses paramètres sont présentés dans le Tableau 8-1. Ce tableau présente aussi les paramètres décrivant le domaine d'élasticité.

$$\sigma_{y,eq} = \sigma_{y,0} + Q \left( 1 - e^{-b\varepsilon_{eq}^p} \right) \quad (8-1)$$

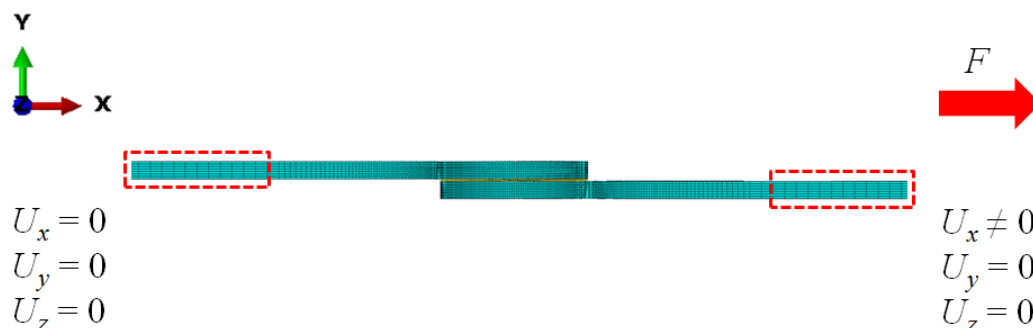
**Tableau 8-1** Paramètres décrivant la loi de comportement du substrat en acier [Lemaître et Chaboche, 2004].

Domaine élastique		Domaine plastique		
$E$ (GPa)	$\nu$	$\sigma_{y,0}$ (MPa)	$Q$ (MPa)	$B$
217,8	0,33	200	433	9

Le maillage adopté est plus raffiné au niveau de la couche d'adhésif ainsi que dans les zones des substrats aux limites de la couche de colle, Figure 8-8. Les conditions aux limites, correspondant aux essais réalisés, ont été imposées sur le maillage, Figure 8-9. Les déplacements  $U$  de l'un des côtés situé aux bords extrêmes ont été bloqués suivant les 3 directions, alors que le côté opposé a été sollicité par la charge  $F$  représentant la charge moyenne mesurée expérimentalement lors de la rupture des éprouvettes.

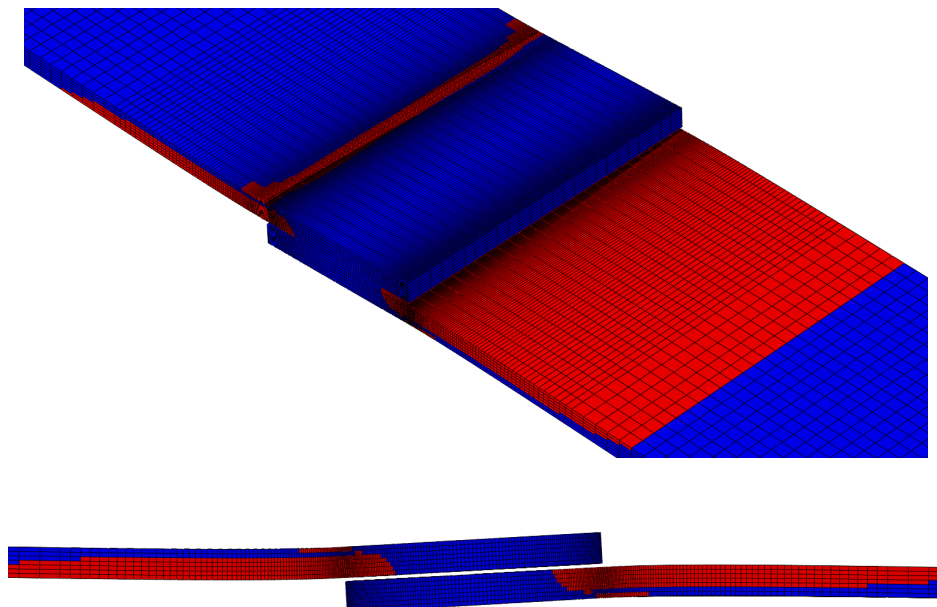


**Figure 8-8** Maillage de l'éprouvette de simple recouvrement plus raffiné au niveau de la couche d'adhésif.

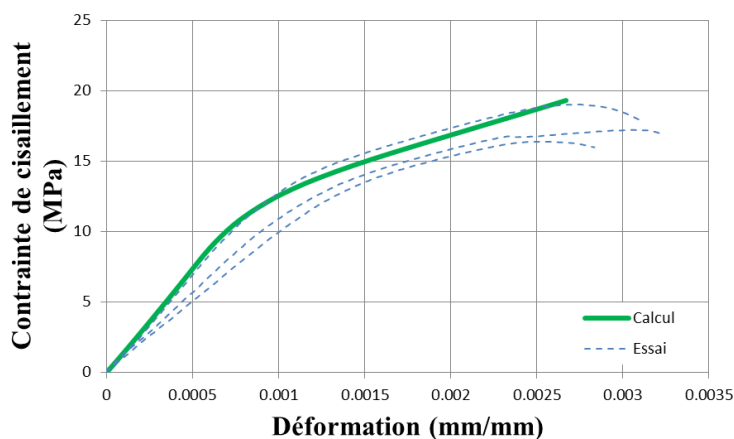


**Figure 8-9** Conditions aux limites imposées sur le maillage de l'éprouvette de simple recouvrement.

La simulation numérique montre que l'éprouvette s'est tordue en flexion et que la déformation plastique s'est produite dans les zones rouges indiquées sur la Figure 8-10. Les courbes contrainte-déformation obtenues expérimentalement et numériquement sont tracées sur la Figure 8-11. La cohérence entre les essais et le calcul permet de valider la loi de comportement de l'adhésif.



**Figure 8-10** Lors de l'application de la charge de rupture, la déformation plastique se produit au niveau des substrats en acier, où la zone plastifiée est indiquée en rouge.



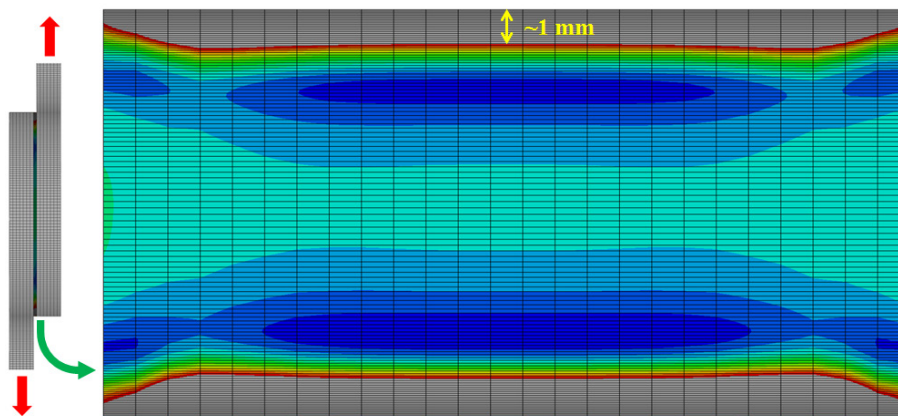
**Figure 8-11** Comparaison des courbes expérimentales, contrainte-déformation des essais de simple recouvrement sur l'adhésif SikaPower 4588, avec celles résultant des calculs numériques.

### 8.3.3 Identification du paramètre distance critique où s'applique le critère de rupture

Comme déjà mentionné à cause de l'effet de bord, un champ de contrainte complexe se produit au sein du joint adhésif de l'éprouvette de simple recouvrement. Il en résulte pour le champ de

contrainte une sensibilité du calcul numérique au maillage. Pour tenir compte de cette sensibilité, l'approche d'une distance critique est introduite afin d'appliquer le critère de rupture.

Lors du calcul numérique, où la charge à rupture est imposée à l'éprouvette, le critère de rupture de Drucker-Prager, proposé au chapitre 6 pour l'adhésif SikaPower 4588, a été appliqué sur la couche de colle. Sur la Figure 8-12 les éléments en gris prédisent la rupture avec le critère de Drucker-Prager adopté, (dans ces éléments la valeur du critère de rupture dépasse la valeur limite,  $> 0$ ). Le tracé des éléments en gris nous permet d'identifier la distance critique. Cette distance est proche de 1 mm. Cette valeur, utilisée pour prédire la rupture d'une structure collée, sera validée lors du calcul des triangles collés.



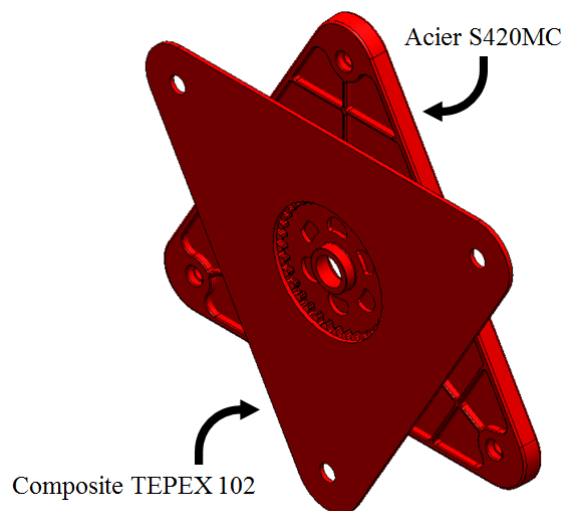
**Figure 8-12** Tracé du critère de rupture de Drucker-Prager sur la couche d'adhésif SikaPower 4588, permettant d'identifier la distance critique, (maillage tourné de 90°). La valeur limite est atteinte dans les éléments en gris.

## 8.4 Prédiction de rupture d'une structure collée : cas des triangles collés

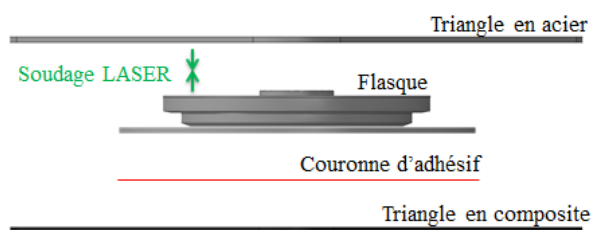
Les triangles collés constituent une structure sollicitée en service en torsion. Des essais mécaniques sur cette structure ont été réalisés, pour notre partenaire industriel, par le CETIM. Les résultats expérimentaux nous ont été fournis ainsi que la CAO (Conception et dessin Assistés par Ordinateur), afin de valider la loi de comportement de l'adhésif et le critère de rupture.

### 8.4.1 Présentation des triangles collés

La structure se compose de 2 triangles, l'un en composite TEPEX 102 et l'autre en acier à haute limite d'élasticité S420MC, réunis par l'adhésif, Figure 8-13. Du côté du triangle en acier la zone de colle, couronne de largeur 24 mm, porte sur une pièce en acier, soudée par laser sur le flasque d'articulation, lui-même soudé sur le triangle en acier, Figure 8-14.



**Figure 8-13** Triangles collés selon le CAO fourni par le partenaire industriel.



**Figure 8-14** Couronne de collage des triangles.

Pour la fabrication des assemblages, un simple dégraissage des surfaces a été effectué à l'isopropanol de pureté 99,9%, sans traitement de surface. Les triangles collés ont été fabriqués en utilisant 2 adhésifs : la colle SikaPower 4588 et l'Aderis 8641. L'épaisseur du joint adhésif a été calibrée à l'aide d'un petit fil de cuivre de diamètre 0,2 mm. La fenêtre de polymérisation de l'adhésif était un palier de 20 minutes avec une température comprise entre 155°C et 180°C. A remarquer que le point de fusion du polyamide 6 est de 215°C et que les températures élevées de polymérisation des adhésifs ont en général un effet favorable sur l'adhésion avec les polyamides.

#### 8.4.2 Essais de torsion sur les triangles collés

Des essais de torsion ont été réalisés par le CETIM à l'aide du dispositif expérimental illustré sur la Figure 8-15. La conduite d'un essai se fait à vitesse de rotation constante jusqu'à la rupture de l'éprouvette. L'angle de rotation est enregistré au niveau du moteur qui applique le couple. Le couple est appliqué à l'éprouvette coté triangle composite au moyen d'un outillage.



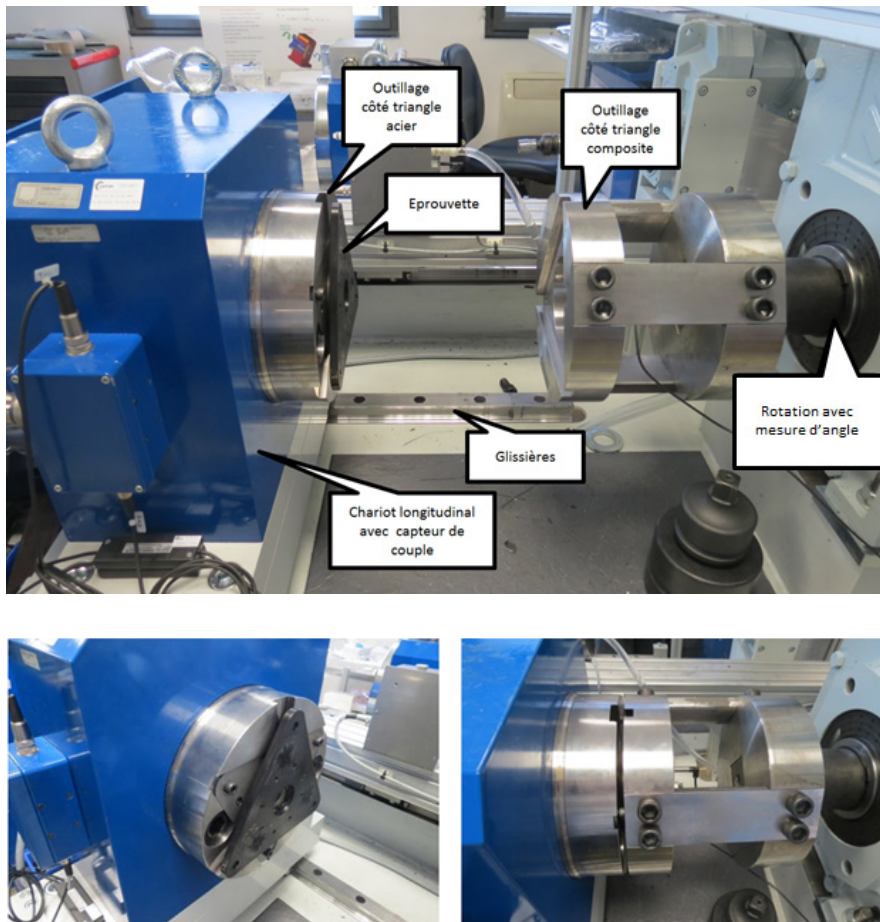


Figure 8-15 Dispositif expérimental d'essai de torsion sur les triangles collés.

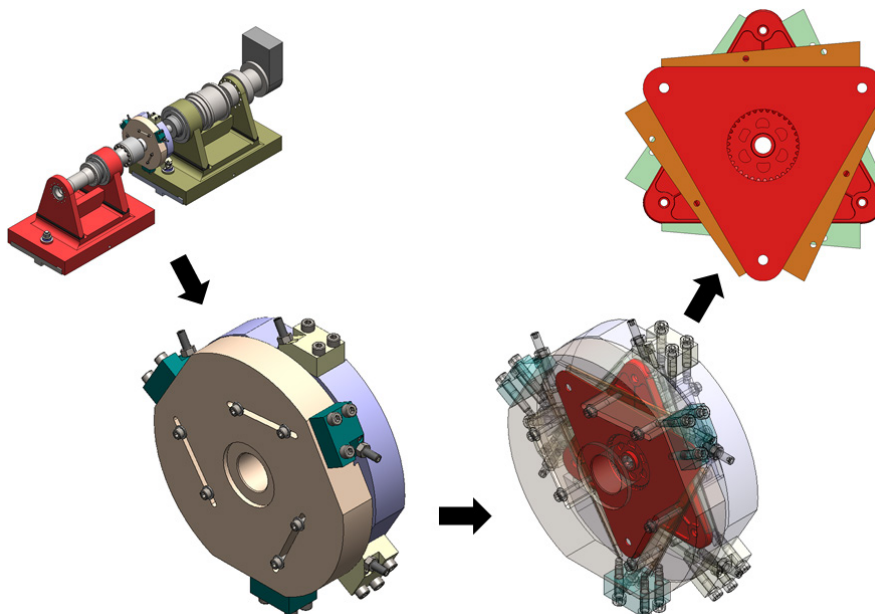
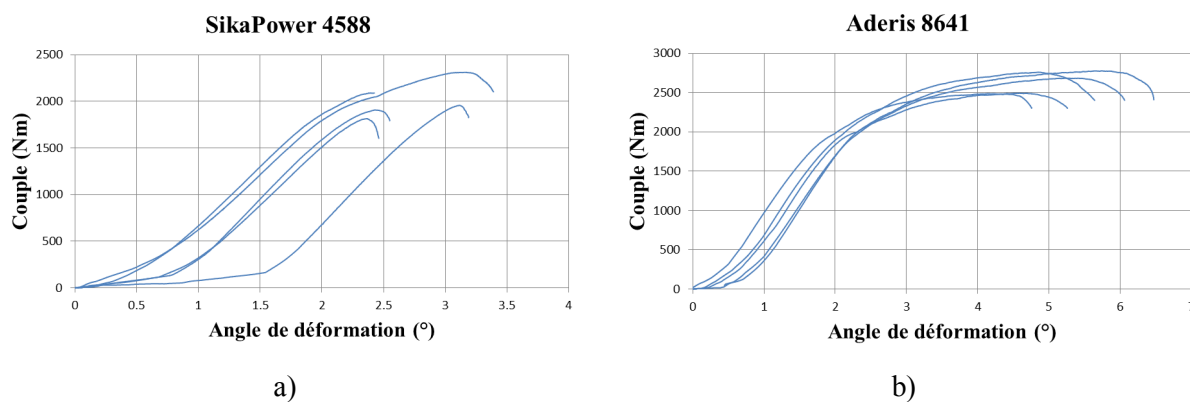


Figure 8-16 Couple appliqué au travers du cadre métallique enrobant le triangle composite.

Les courbes expérimentales de la Figure 8-17, montrent que la charge à rupture pour les triangles collés avec la colle Aderis 8641 est supérieure à celle des triangles collés avec la SikaPower



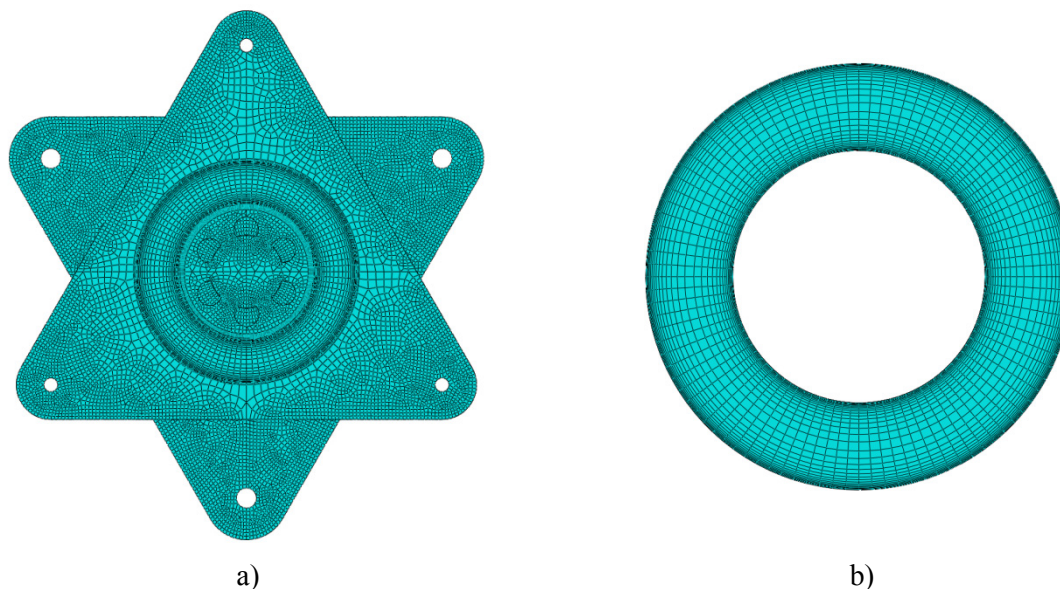
4588. Par contre les essais ARCAN-MINES en cisaillement montraient une tendance opposée, (la charge à rupture de la colle SikaPower 4588 est supérieure à celle de l'Aderis 8641). Nous expliquerons ces résultats lors de la présentation des calculs numériques (la section 8.4.3).



**Figure 8-17** Courbes expérimentales de torsion des triangles collés avec  
a) la colle SikaPower 4588 b) la colle Aderis 8641.

### 8.4.3 Calculs numériques

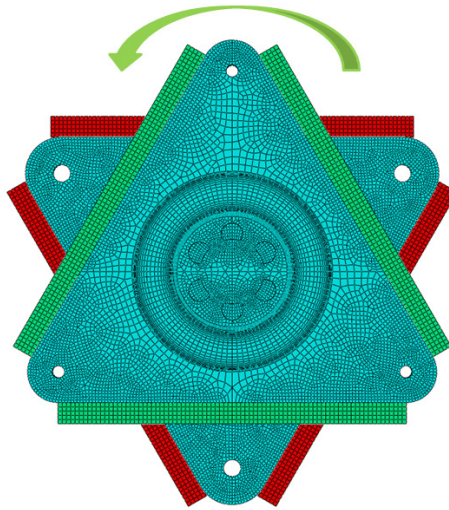
Les calculs numériques en 3D des triangles ont été réalisés sur Abaqus pour les 2 colles en utilisant la loi de comportement du composite TEPEX 102 et celle des adhésifs SikaPower 4588 et Aderis 8641. Pour le triangle en acier S420MC, nous avons supposé qu'il reste toujours pendant l'essai dans le domaine d'élasticité. La CAO fournie par notre partenaire industriel nous a permis de réaliser le maillage utilisé dans l'analyse par éléments finis, maillage présenté sur la Figure 8-18.



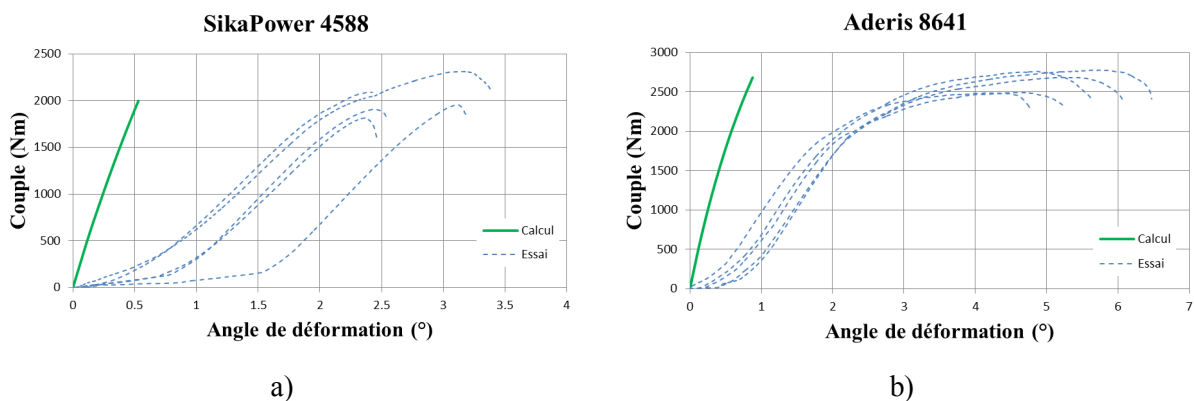
**Figure 8-18** Maillage des triangles collés adopté dans le calcul numérique :  
a) assemblage complet b) couche d'adhésif.

Les conditions aux limites correspondant aux essais réalisés ont été imposées sur les cadres métalliques enrobant les triangles en composite et en acier, Figure 8-19. L'un des cadres métalliques

(en rouge) a été bloqué dans toutes les directions alors que l'autre (en vert) a été sollicité par un couple. Les courbes, couple-angle de déformation de l'éprouvette, issues des calculs numériques ont été comparées aux courbes expérimentales, Figure 8-20 pour les 2 colles.



**Figure 8-19** Conditions aux limites imposées sur le maillage.

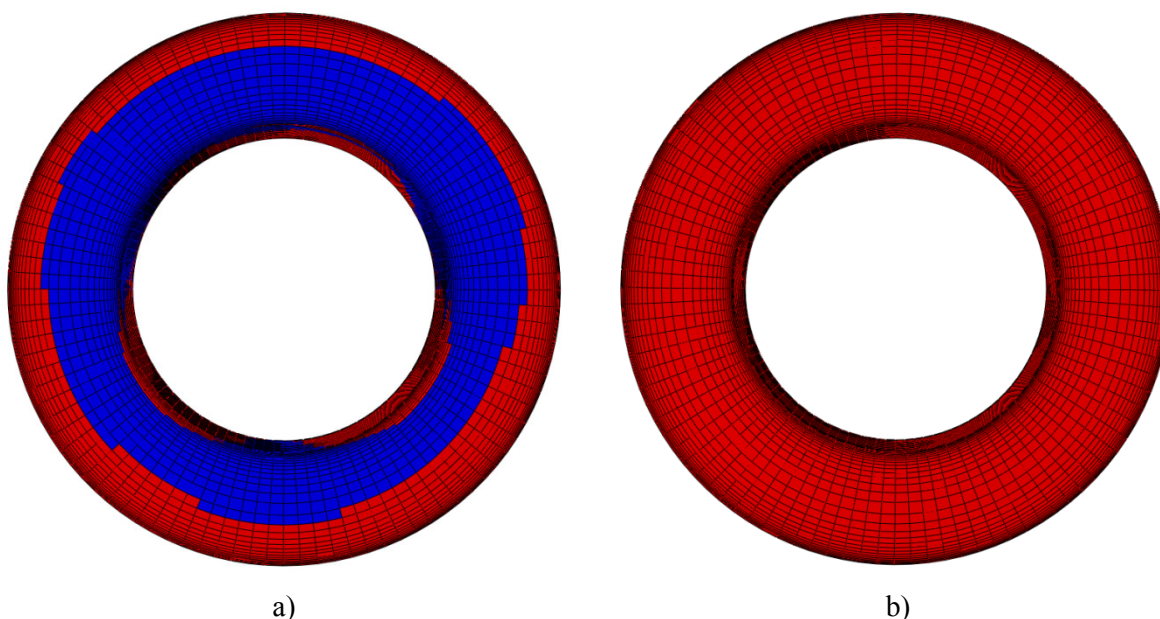


**Figure 8-20** Comparaison des courbes couple-angle de déformation, expérimentales et numériques pour les 2 collages de l'éprouvette a) SikaPower 4588 b) Aderis 8641.

La Figure 8-20, présente un écart important pour les angles, entre les résultats expérimentaux et numériques. Les calculs numériques donnent des comportements plus rigides pour les 2 adhésifs. Cela résulte du fait que l'angle de rotation n'est pas mesuré au niveau de l'éprouvette mais au niveau du moteur. Trois languettes déformables relient le moteur au flasque enrobant le triangle en composite, Figure 8-15. Par ailleurs, le début des courbes expérimentales présente une zone de faible rigidité, indiquant l'existence de jeux dans le système d'essai. L'angle de rotation appliqué comprend la déformation de l'outillage utilisé et celle de l'éprouvette. L'angle de déformation mesuré expérimentalement est donc plus important que celui donné par le calcul numérique. Celui-ci correspond uniquement à l'angle de déformation relatif entre les 2 triangles de l'éprouvette. Pour caractériser uniquement le comportement de l'adhésif, il aurait fallu mesurer l'angle de déformation

relatif entre les 2 triangles de l'éprouvette, la déformation du montage d'essai n'étant pas prise en compte par le calcul numérique.

Pour les triangles collés, l'adhésif Aderis 8641 montre expérimentalement une charge à rupture plus importante que celle de l'adhésif SikaPower 4588. Cette tendance est également celle du calcul numérique (détaillé ci-après). Ceci peut être expliqué par une différence du comportement en plasticité des 2 adhésifs. A remarquer que le couple appliqué au joint adhésif amène un champ de déformation croissant avec le rayon. C'est-à-dire que l'extérieur du joint est plus sollicité en déformation que l'intérieur du joint. Lorsque l'extérieur du joint est plastifié, le couple appliqué est moins supporté par l'extérieur du joint, et est repris par l'intérieur. L'Aderis 8641 possède un domaine de plasticité beaucoup plus important que le SikaPower 4588. Dans le cas de l'Aderis 8641 l'intérieur du joint adhésif reprend le couple. Cela peut être illustré, Figure 8-21, à l'aide des calculs numériques. Lors de la rupture, l'Aderis 8641 est plastifié (éléments en rouge), sur toute la surface du joint adhésif, alors que le SikaPower 4588 présente une zone non-plastifiée importante (éléments en bleu) qui reprend peu le couple.

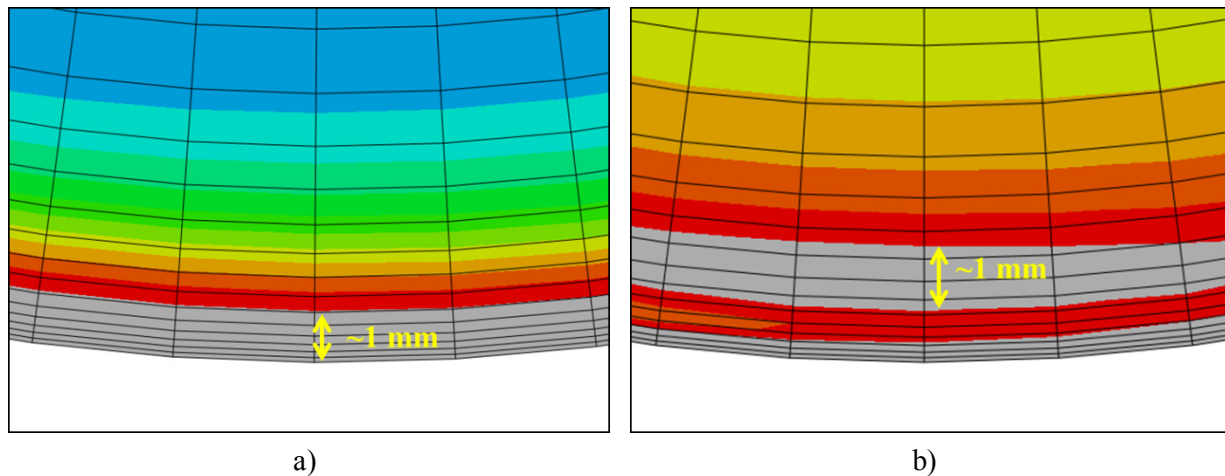


**Figure 8-21** Localisation de la plasticité au stade de la rupture de l'éprouvette  
a) SikaPower 4588 b) Aderis 8641.

#### 8.4.4 Prédiction de rupture

La rupture des triangles collés a été prédite en utilisant la méthode basée sur l'approche d'une distance critique, présentée au paragraphe § 8.3.3. La charge à rupture a été déterminée en augmentant la charge imposée sur le maillage, jusqu'à ce que la largeur de la zone endommagée du joint adhésif (éléments où la valeur du critère de rupture dépasse la valeur limite,  $> 0$ ) atteigne la distance critique de 1 mm (Figure 8-22), valeur identifiée à partir des essais de simple recouvrement.

Dans le cas de l'adhésif Aderis 8641, le champ de contrainte complexe au bord de la couronne, amène deux zones où la valeur du critère de rupture est dépassée. Lorsque la zone principale présente une largeur de 1 mm, la rupture se produit.



**Figure 8-22** Détermination des charges à rupture, en augmentant la charge imposée sur le maillage, jusqu'à atteindre la distance critique : a) SikaPower 4588 b) Aderis 8641.

**Tableau 8-2** Comparaison des charges à rupture expérimentales et celles issues des calculs numériques.

Adhésifs	Couple à rupture (Nm)	
	Essais expérimentaux	Calculs numériques
SikaPower 4588	2015	1997
Aderis 8641	2639	2680

Les charges prédites pour les 2 adhésifs, résumées dans le Tableau 8-2, sont en bon accord avec les résultats expérimentaux. La méthode de prédiction de la rupture utilisée est capable de prédire la rupture des adhésifs de l'étude. Au chapitre 9, nous présenterons l'application de cette méthode de prédiction à une structure industrielle, un siège automobile en métal-composite.



## **PARTIE IV**

### **APPLICATION AU DIMENSIONNEMENT INDUSTRIEL**



## **CHAPITRE 9**

### **CALCUL NUMERIQUE DU SIEGE MULTI-MATERIAUX**

#### **9.1 Introduction**

Le siège automobile a été conçu dans le cadre du projet DEMOS, dans l'optique d'un siège plus léger en structure multi-matériaux, sans compromis ni de qualité ni de sécurité. Des essais expérimentaux ont été réalisés pour vérifier les exigences de performance de ce siège. Au préalable le calcul numérique de ce siège a été effectué, afin d'économiser des temps importants sur les cycles de conception et de production des nouveaux produits.

Ce chapitre est consacré à la prédiction de rupture d'un siège automobile multi-matériaux à l'aide du calcul numérique. Dans ce travail de thèse, nous nous attachons uniquement à la rupture d'une partie rivetée et d'une partie collée de l'assise du siège, en utilisant les méthodes développées et présentées dans les chapitres précédents. Au niveau de l'assemblage riveté de cette structure, un trou de passage pour le rivet a été réalisé en perçant une collerette périphérique obtenue par surmoulage du composite. Ce bossage confère une tenue mécanique plus élevée à ce type de trou par rapport à un trou réalisé dans le composite sans collerette. Cette amélioration a été prise en compte dans la prédiction de rupture et sera présentée dans ce chapitre. Les calculs numériques de prédiction de rupture ont été réalisés en sollicitant les parties envisagées avec les charges mesurées expérimentalement lors des essais. Le calcul des champs de contrainte des parties envisagées permet de déterminer la rupture par post-traitement.

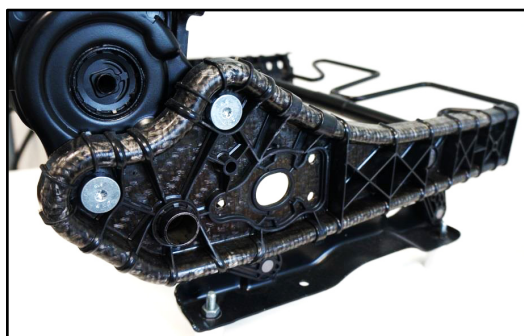
#### **9.2 Présentation du siège multi-matériaux**

Le siège automobile du projet DEMOS a été conçu en structure multi-matériaux afin d'alléger un siège automobile, actuellement réalisé en acier. La plupart des éléments du siège DEMOS (Figure 9-1), ont été remplacés par des pièces en composite (TEPEX 102 et PA66 GF50). Il en résulte un gain de masse de 3,1 kg (26% plus léger), par rapport au siège de référence de masse 11,8 kg.





**Figure 9-1** Siège automobile du projet DEMOS, en structure multi-matériaux [Dossier Faurecia].



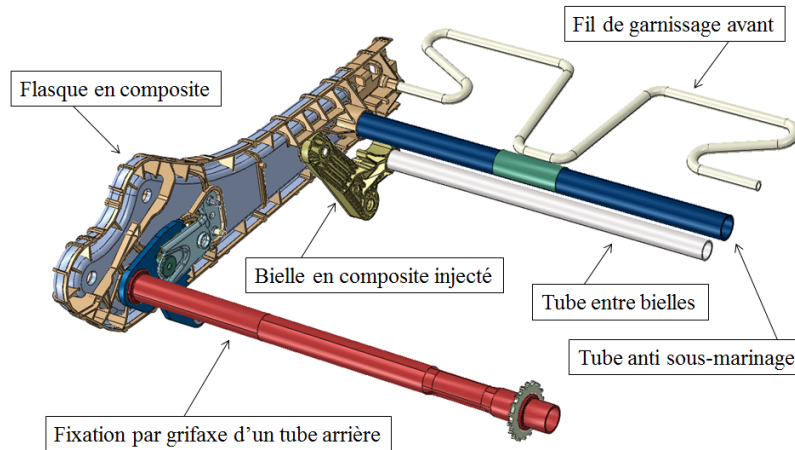
a)



b)

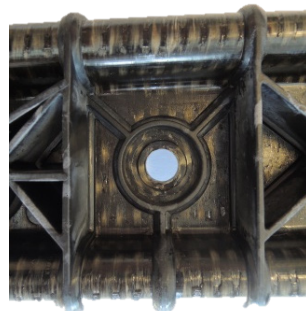
**Figure 9-2** Assise du siège DEMOS examinée dans ce travail de thèse a) assise complète assemblée par rivetage et collage b) flasque de cette assise en composite tissé surmoulé, avec composite injecté [Dossier Faurecia].

Comme indiqué précédemment, nous nous attachons particulièrement à une assise du siège DEMOS assemblée par rivetage et collage, Figure 9-2a. Cette assise se compose de 2 flasques en composite (Figure 9-2b), liées par un fil de garnissage avant, un tube anti sous-marinage, un tube arrière et 2 bielles en composite injecté reliées par un tube collé, comme illustré sur la Figure 9-3. Le fil de garnissage avant et le tube anti sous-marinage sont assemblés avec les flasques par collage alors que les 2 bielles sont liées aux flasques par rivetage. Pour le tube arrière, c'est une fixation par grifaxe. Les surfaces de collage ont été traitées par plasma pendant 40 secondes. Le dépôt de l'adhésif Aderis 8641 a été réalisé à l'aide d'un pistolet pneumatique manuel, monté sur une tête de robot.



**Figure 9-3** Assemblage par rivetage et collage entre le flasque en composite, la bielle en composite injecté et les tubes métalliques.

Le flasque en composite est une pièce en composite à fibres continues thermoformée et surmoulée avec du composite injecté. Cette pièce a été réalisée avec un procédé automatisé sur la ligne QSP (Quilted Stratum Process) au CETIM Techocampus de Nantes. Il s'agit d'un procédé de thermoformage incluant la découpe de patches à partir de plaques (ou tapes en composite thermoplastique), l'assemblage de préformes « patchées », un chauffage rapide et une presse de thermoformage permettant d'obtenir des pièces « au plus près » (Net-Shape). Avec ce nouveau procédé QSP, des opérations spécifiques sont réalisées dans le moule après la fermeture de la presse. Elles permettent de créer des assemblages multi-matériaux durant le cycle, sans opérations complémentaires sur le composite avant ou après formage (surmoulage One-Shot avec composite injecté dans ce cas). Le procédé QSP peut aussi créer des trous renforcés au cours du formage sans nécessité de surmoulage, Figure 9-4. La réalisation de ce type de trou est présentée dans le paragraphe suivant.



**Figure 9-4** Trou renforcé, créé au cours du formage, sur le flasque en composite.

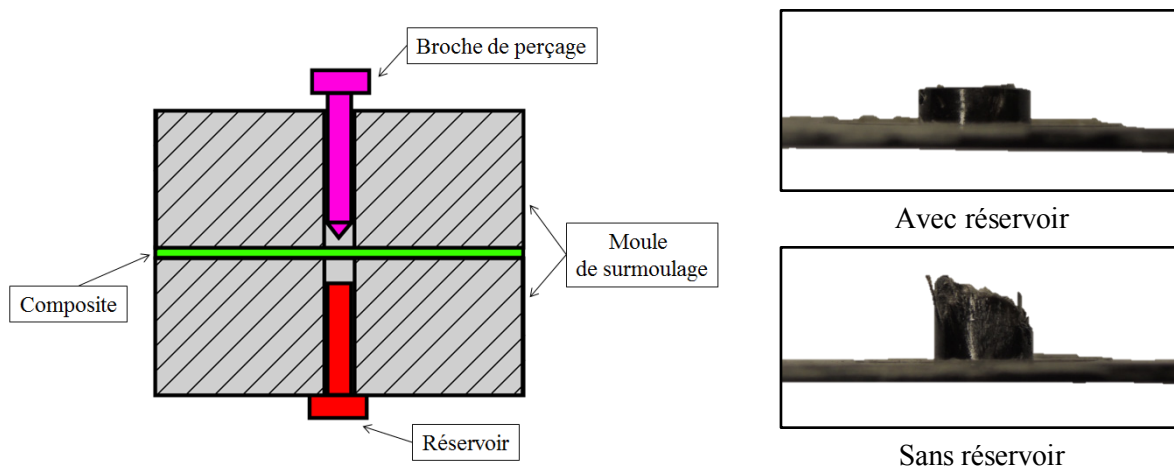
### 9.3 Trou renforcé réalisé par le procédé QSP

Il s'agit d'un trou réalisé au cours du formage du composite thermoplastique. Le composite est d'abord préchauffé pendant 4 minutes, à une température supérieure de 20°C à la température de

fusion de la matrice, pour obtenir une surface de trou plus nette. Nous avons effectué des essais expérimentaux sur plusieurs configurations d'éprouvettes trouées, fabriquées par le procédé QSP, afin d'obtenir la meilleure configuration. Pour cette étude, différents types de broche (Figure 9-5), ont été utilisés pour fabriquer les différentes configurations ainsi qu'un réservoir permettant le compactage de la collerette (Figure 9-6). Les résultats expérimentaux permettent de constater une résistance mécanique plus élevée lors de l'utilisation d'un réservoir, où la collerette est compactée. Par contre, les différents types de broche utilisés pour le perçage donnent des résultats assez proches.

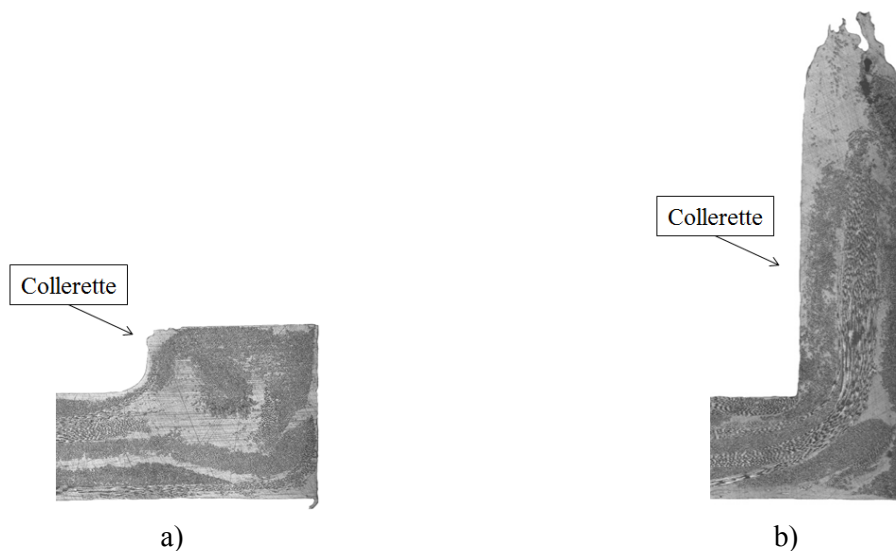


**Figure 9-5** Différents types de broche de perçage utilisés, pour fabriquer différentes configurations d'éprouvette trouée.



**Figure 9-6** Utilisation d'un réservoir permettant le compactage de la collerette et entraînant une résistance mécanique plus élevée.

Grâce au procédé QSP, l'endommagement des fibres, lors de la réalisation des trous, se trouve largement réduit par rapport au perçage traditionnel par usinage. De plus, les trous réalisés sont renforcés par la création d'une collerette périphérique, où les fibres du composite ont été repoussées, comme illustré sur la Figure 9-7. Ce renfort localisé créé autour des fixations entraîne des caractéristiques mécaniques plus élevées, permet l'absorption d'énergie et améliore notamment la tenue aux sollicitations de type crash.



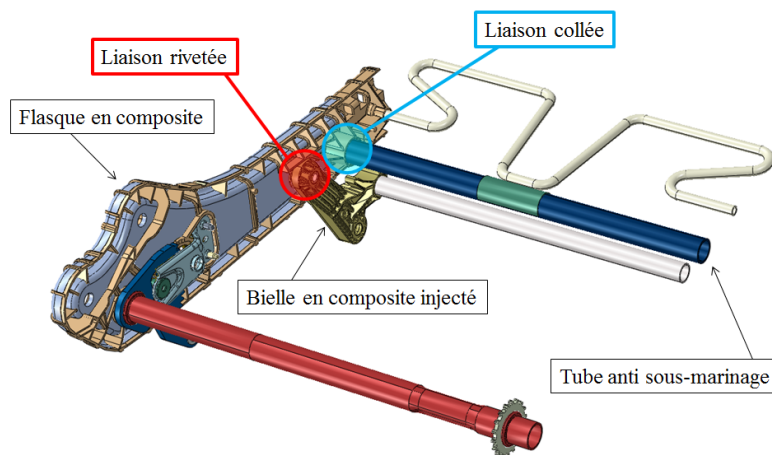
**Figure 9-7** Observations en microscopie optique des éprouvettes avec un trou renforcé réalisé a) avec réservoir b) sans réservoir.

Les essais réalisés sur des éprouvettes ayant un trou renforcé ont montré une augmentation de résistance mécanique de 19%, par rapport à l'éprouvette ayant un trou percé où la résistance est de 192,3 MPa (configuration W50D6.8 de l'éprouvette trouée, Figure 7-2). Remarquons que les éprouvettes avec un trou renforcé, fabriquées par le procédé QSP et fournies par notre partenaire industriel, ont une largeur et un diamètre de trou respectivement de 50 mm et de 6,8 mm. C'est pour cette raison que nous avons retenu la configuration W50D6.8 comme la géométrie de référence. N'ayant qu'une seule géométrie disponible, pour prendre en compte, l'amélioration de résistance mécanique d'un trou renforcé, dans la prédiction de rupture proposée au chapitre 7, nous avons modifié le dénominateur (à savoir la contrainte à rupture  $S_{11}$  et  $S_{22}$  du matériau), du critère de la contrainte maximale. Nous avons gardé le diamètre critique  $D_{c,MSTRS} = 0,61$ , car la géométrie (la largeur de l'éprouvette et le diamètre du trou) sont identiques.

La modification du dénominateur, pour tenir compte du renforcement du trou, a été déterminée en réalisant un calcul numérique de l'éprouvette trouée sans renfort, où la charge imposée est celle à rupture de l'éprouvette avec un trou renforcé. Cela nous a permis de déterminer le champ de contrainte autour du trou sans renfort à la charge de rupture de l'éprouvette ayant un trou renforcé. Puis par post-traitement nous avons identifié la nouvelle valeur du dénominateur ( $S_{11}$  modifiée), entraînant la valeur du critère  $\overline{FI}_{MSTRS} = 1$ . Le post-traitement a ainsi permis de montrer que la rupture était prédite par l'augmentation du dénominateur de 17%. La collerette du trou renforcé a été enlevée du maillage et les contraintes à rupture en traction et en compression du TEPEX 102 utilisées pour prédire la rupture d'une pièce avec un trou renforcé ont été augmentées de 17%. Notons que l'augmentation de la contrainte de rupture en compression du trou renforcé n'a pas été étudiée dans ce travail de thèse compte tenu de la disponibilité limitée d'éprouvettes.

## 9.4 Calcul numérique et prédiction de rupture

Les calculs numériques, de l'assise du siège DEMOS, ont été réalisés sur Abaqus afin de déterminer la rupture des assemblages rivetés et collés lors des essais de choc. Les essais expérimentaux ont été effectués par notre partenaire industriel. Les évolutions de force, mesurées en fonction du temps au niveau des liaisons boulonnées et collées, nous ont été communiquées. La liaison rivetée envisagée est la liaison flasque composite - bielle en composite injecté. La liaison collée considérée est celle existant entre le flasque et le tube anti sous-marinage. Ces liaisons sont présentées sur la Figure 9-8. Pour simplifier, nous avons réalisé séparément les calculs numériques, l'un pour la liaison rivetée et l'autre pour la liaison collée, en imposant les charges fournies aux liaisons en question.



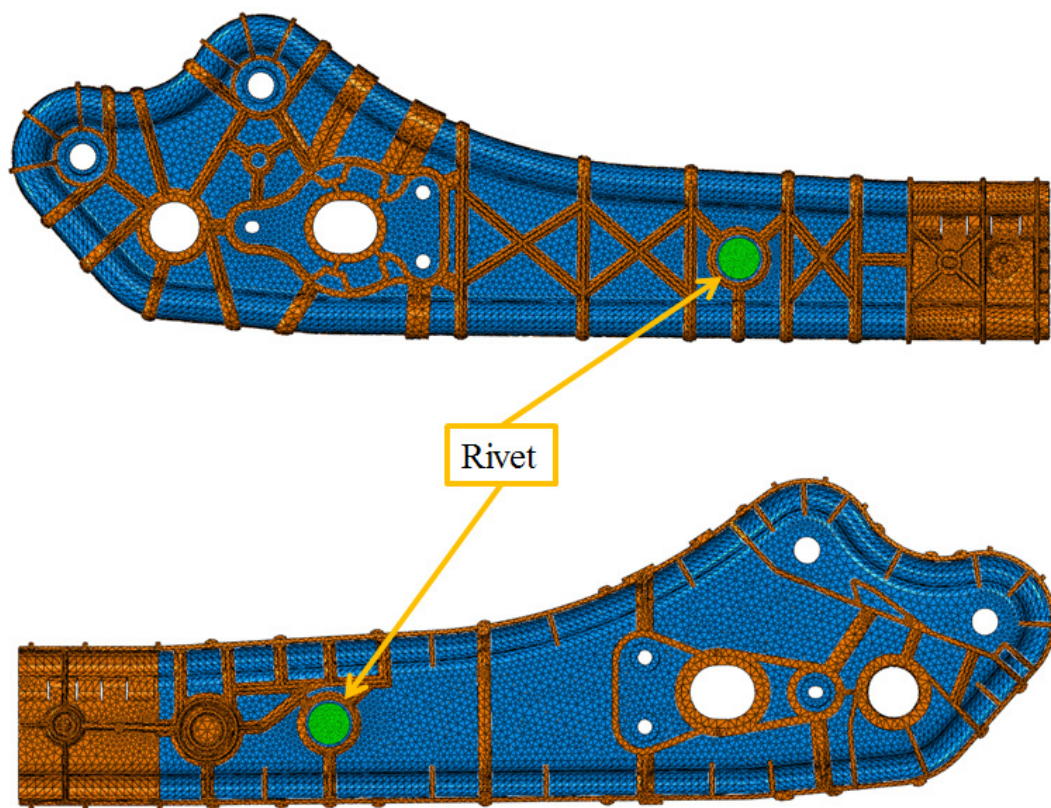
**Figure 9-8** Liaisons rivetée et collée étudiées, les charges appliquées ont été fournies par le partenaire industriel.

### 9.4.1 Liaison rivetée

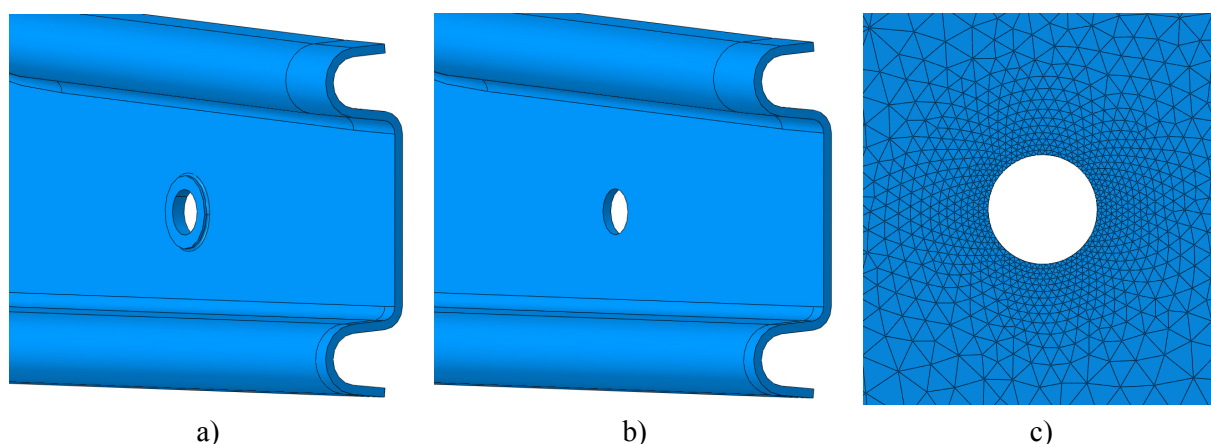
Le maillage adopté a été créé à l'aide de la CAO fournie par le partenaire industriel. Pour alléger le calcul, nous avons seulement considéré les pièces concernées (Figure 9-9), à savoir le flasque en composite (en bleu) surmoulé avec le composite injecté PA6 GF30 (en orange) et le rivet (en vert). Nous avons enlevé la collerette du trou renforcé, comme présenté sur la Figure 9-10b. Son effet est pris en compte dans le critère de rupture en utilisant une contrainte de rupture modifiée. En termes de dépendance de maillage, nous avons raffiné le maillage autour du trou (Figure 9-10c) jusqu'à ce que la taille d'éléments soit identique à celle de l'éprouvette trouée utilisée dans la mise en place de prédiction de rupture (chapitre 7). Au niveau des lois de comportement, nous avons utilisé la loi de comportement présentée au chapitre 4 pour la pièce en composite tissé TEPEX 102. Par contre pour le composite injecté PA6 GF30, qui est différent du composite injecté caractérisé dans ce travail de thèse (à savoir le PA66 GF50), nous avons utilisé la méthode d'homogénéisation présentée au chapitre 5, afin de déterminer le comportement homogène équivalent du PA6 GF30. Pour l'orientation



des fibres de la partie injectée inconnue, nous avons fait l'hypothèse que ces fibres sont réparties de manière isotrope (Figure 5-5). Pour déterminer le comportement homogène équivalent, en utilisant le modèle micromécanique, il faut impérativement connaître la fraction volumique des fibres. Compte tenu de l'indisponibilité du matériau, nous avons supposé une fraction massique de fibre de 30% et utilisé les caractéristiques des 2 phases présentées dans les Tableaux 2-2 et 2-4. Il en ressort que la fraction volumique de fibre du PA6 GF30 vaut 15,7%. Cela nous permet de déterminer le comportement homogène équivalent du PA6 GF30 à l'aide du modèle micromécanique. Les paramètres adoptés et le comportement résultant sont résumés dans le Tableau 9-1.



**Figure 9-9** Maillage adopté pour déterminer la rupture de la liaison rivetée, créé à l'aide de la CAO fournie par le partenaire industriel (vue de face et vue de derrière).

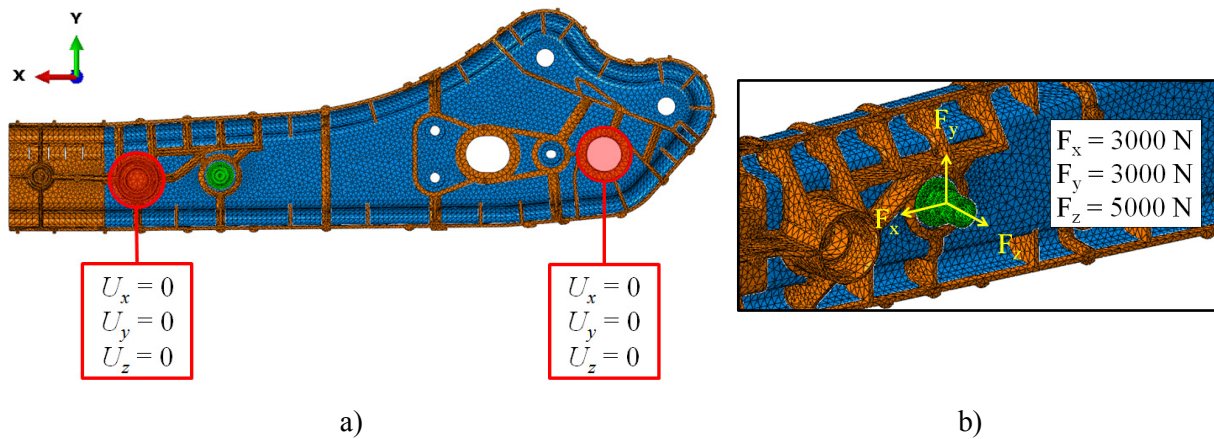


**Figure 9-10** Avec la prise en compte proposée dans la section 9.3 du trou renforcé, la collerette a été enlevée a) trou renforcé sur le flasque originale b) flasque modifiée en supprimant la collerette c) maillage raffiné autour du trou.

**Tableau 9-1** Comportement homogène équivalent du PA6 GF30 : paramètres et résultat.

Bilan des paramètres du modèle micromécanique	
Module d'élasticité de la fibre de verre (MPa)	73000
Module d'élasticité du polyamide 6 (MPa)	2400
Coefficient de Poisson de la fibre de verre	0,22
Coefficient de Poisson du polyamide 6	0,39
Fraction volumique de fibre (%)	15,7
Rapport de forme de la fibre	10
Tenseur d'orientation des fibres	$\begin{bmatrix} 1/3 & 0 & 0 \\ 0 & 1/3 & 0 \\ 0 & 0 & 1/3 \end{bmatrix}$
Comportement homogène équivalent du PA6 GF30	
Module d'élasticité (MPa)	3883
Coefficient de Poisson	0,34
Module de cisaillement (MPa)	1449

Les conditions aux limites ont été imposées sur le maillage de façon à solliciter directement la liaison rivetée par les charges enregistrées au cours des essais expérimentaux. Ainsi, le flasque en composite a été encastrée en bloquant les déplacements  $U$  au niveau du tube anti sous-marinage et du tube arrière (Figure 9-11a), et le rivet a été sollicité par les charges dans les 3 directions, comme illustré sur la Figure 9-11b.



**Figure 9-11** Conditions aux limites imposées sur le maillage a) pour le flasque b) pour le rivet.

Le champ de contrainte autour du trou, obtenu par calcul numérique, a été exporté afin de déterminer la rupture par post-traitement sur MATLAB. Dans cette analyse réalisée en calculs 3D, le cercle critique utilisé au chapitre 7 devient le volume critique de forme cylindrique, d'épaisseur identique à l'épaisseur du composite. Pour cela nous supposons que le champ de contrainte varie très peu suivant l'épaisseur du composite. Le volume critique a été examiné autour du trou pour déterminer la valeur du critère de rupture, à savoir 0,62. Ce résultat est cohérent avec les essais expérimentaux qui montrent une bonne tenue de la liaison flasque – bielle aux forces mesurées. Lorsque les charges mesurées expérimentalement sont multipliées par le facteur 1,55, la condition de rupture  $\overline{F}I_{MSTRS} = 1$  est atteinte. La liaison envisagée sera cassée, lorsque les charges imposées atteindrons :  $F_x = 4650\text{ N}$ ,  $F_y = 4650\text{ N}$  et  $F_z = 7750\text{ N}$ . Les résultats prédis sont résumés dans le Tableau 9-2.

**Tableau 9-2** Prédiction de rupture de la liaison rivetée du siège DEMOS.

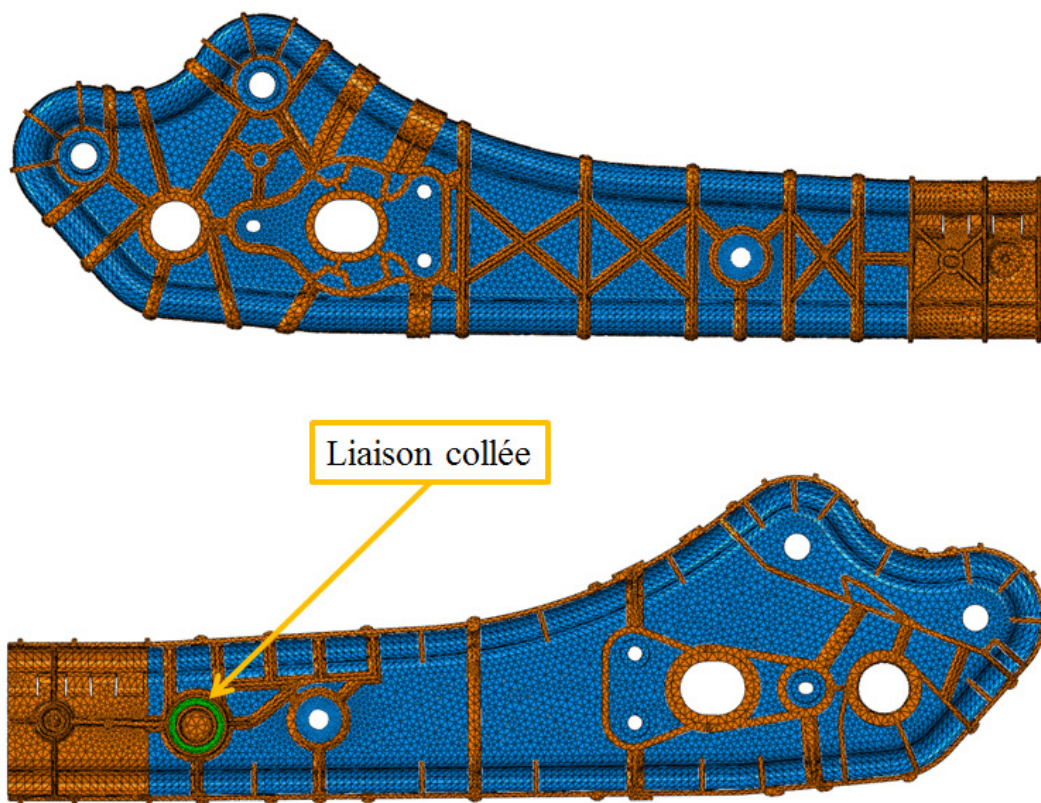
Charges mesurées lors des essais		Charges satisfaisant la condition de rupture	
Charges imposées	$\overline{F}I_{MSTRS}$	Charges imposées	$\overline{F}I_{MSTRS}$
$F_x = 3000\text{ N}$	0,62	$F_x = 4650\text{ N}$	1,00
$F_y = 3000\text{ N}$		$F_y = 4650\text{ N}$	
$F_z = 5000\text{ N}$		$F_z = 7750\text{ N}$	

### 9.4.2 Liaison collée

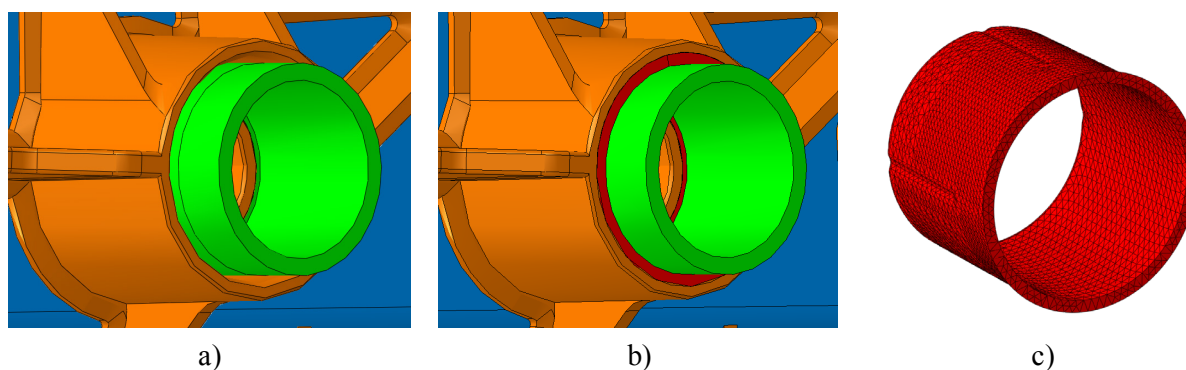
De la même manière, le maillage adopté a été créé à l'aide de la CAO fournie. Pour alléger le calcul, nous avons seulement considéré les pièces concernées (Figure 9-12), à savoir le flasque en composite (en bleu) surmoulé avec le composite injecté PA6 GF30 (en orange) et le tube anti sous-marinage (en vert). La couche d'adhésif Aderis 8641 (en rouge) a été créée, de manière à remplir l'écart entre le trou du flasque et le tube anti sous-marinage, comme illustré sur la Figure 9-13. Le



maillage du joint adhésif a été raffiné jusqu'à ce que la distance entre les nœuds soit 2 fois inférieure à la distance critique (~1 mm) utilisée dans la prédiction de rupture, Figure 9-13c.



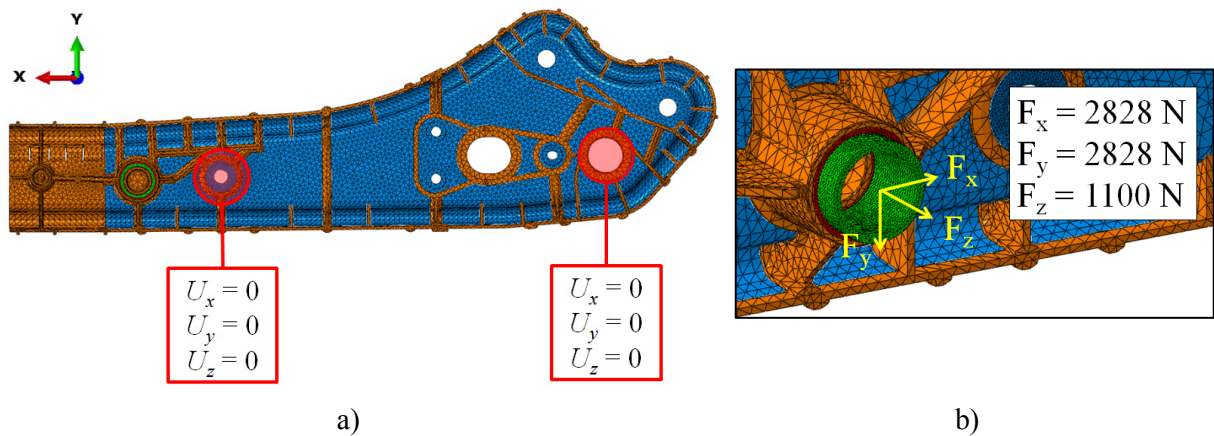
**Figure 9-12** Maillage adopté pour déterminer la rupture de la liaison collée, créé à l'aide de la CAO fournie par le partenaire industriel (vue de face et vue de derrière).



**Figure 9-13** Couche d'adhésif créée de manière à remplir l'écart entre le flasque et le tube anti sous-marinage a) écart entre le flasque et le tube anti sous-marinage b) écart rempli par l'adhésif c) maillage de la couche d'adhésif.

Les lois de comportement des composites tissé et injecté sont celles mentionnées précédemment dans la sous-section 9.3.1, dans l'étude de la liaison rivetée. La loi de comportement de l'adhésif Aderis 8641 est celle présentée dans le chapitre 6, loi qui prend en compte l'effet de viscosité de l'adhésif. Les conditions aux limites ont été imposées sur le maillage, en sollicitant directement le joint adhésif avec le tube anti sous-marinage avec les charges enregistrées au cours des essais

expérimentaux. Le flasque en composite a été encastré en bloquant les déplacements  $U$  au niveau de la bielle et du tube arrière (Figure 9-14a). Le tube anti sous-marinage a été sollicité dans les 3 directions, comme illustré sur la Figure 9-14b.



**Figure 9-14** Conditions aux limites imposées sur le maillage a) pour le flasque  
b) pour le tube anti sous-marinage.

La prédiction de rupture du joint adhésif, doit être effectuée à la vitesse de déformation plastique équivalente, la surface de rupture étant définie en fonction de la vitesse de sollicitation. Les calculs numériques ont été effectués avec la vitesse de sollicitation correspondant à l'essai de choc réalisé, où la durée pour atteindre les charges imposées était de 35 ms. Cette vitesse de sollicitation est très élevée par rapport à celles des essais expérimentaux réalisés dans le but de mettre en place le critère de rupture. Ainsi, nous avons fait l'hypothèse que les paramètres du critère de rupture présentés dans le Tableau 6-7 sont encore valables, l'essai expérimental à ces vitesses de sollicitation n'ayant pas été réalisé. Lorsque le critère de Drucker-Prager a été examiné sur le joint adhésif, nous avons constaté une zone endommagée à cause d'une traction sur l'adhésif. La Figure 9-15 montre la déformation de la structure lors du chargement et son endommagement.

Lorsque les essais ARCAN-MINES, réalisés pour établir le critère de rupture, ont été effectués aux 3 différentes vitesses de sollicitation, les vitesses de déformation plastique équivalente étaient respectivement de 0,003, 0,03 et 0,24  $s^{-1}$ . Lors de l'essai du joint adhésif, la vitesse locale de déformation plastique équivalente sur le joint adhésif varie de 2  $s^{-1}$  à 4  $s^{-1}$ , soit environ 10 fois plus que celles utilisées pour établir le critère de rupture. Le critère de rupture calculé sur le joint adhésif aux différentes vitesses, en utilisant le critère établi, est présenté sur la Figure 9-16. Sur cette figure on peut voir l'effet de viscosité sur la rupture du joint adhésif, en évaluant le critère de Drucker-Prager. Lorsque la vitesse de déformation plastique équivalente diminue, la zone endommagée sur le joint adhésif s'étend légèrement.

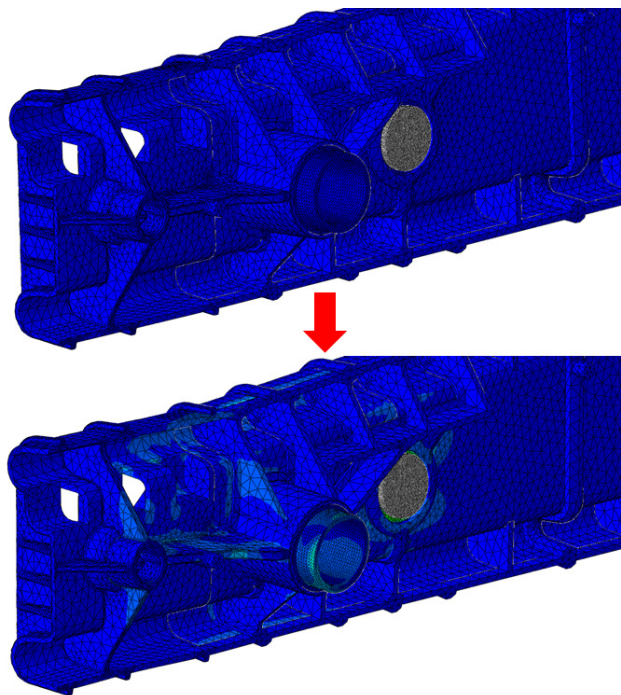
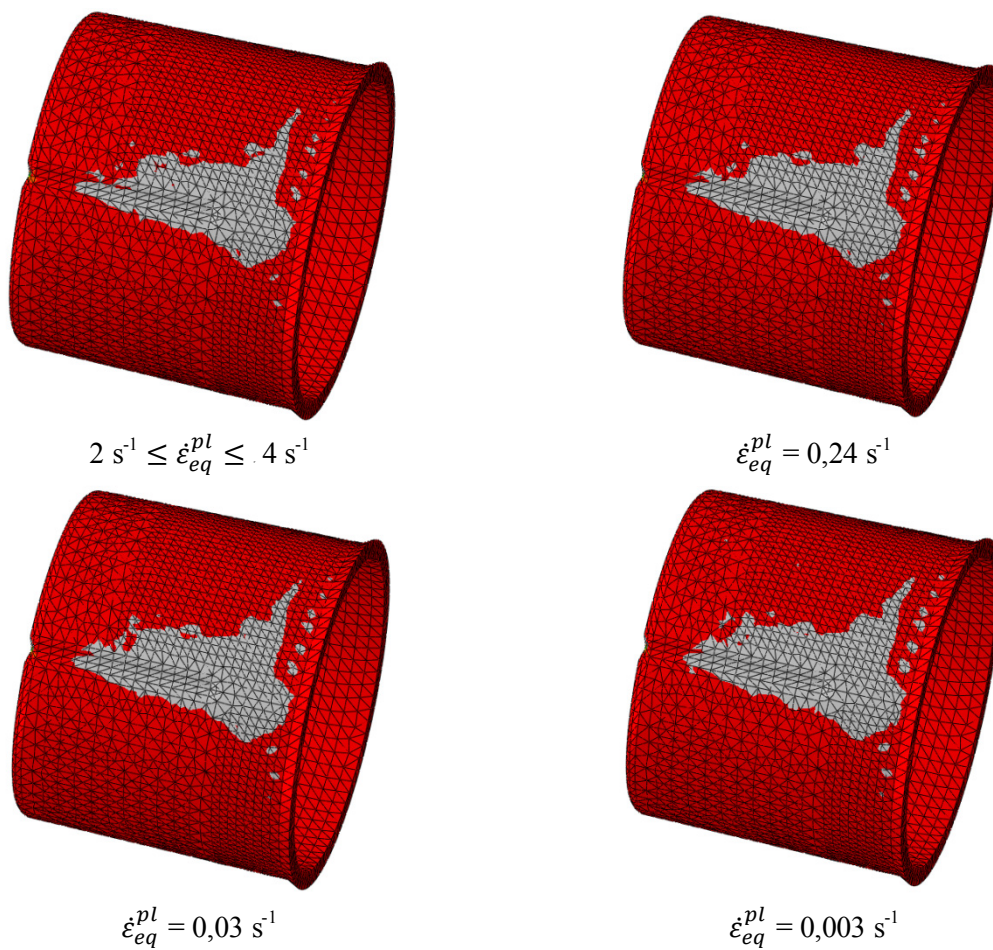


Figure 9-15 Déformation de la structure favorisant une traction sur le joint adhésif.



**Figure 9-16** Zone endommagée du joint adhésif représentée en fonction de la vitesse locale de déformation plastique équivalente ( $2 \text{ s}^{-1} \leq \dot{\epsilon}_{eq}^{pl} \leq 4 \text{ s}^{-1}$ ); l'endommagement évolue à cause de l'effet de viscosité ( $\dot{\epsilon}_{eq}^{pl} = 0,24, 0,03, 0,003 \text{ s}^{-1}$ ), montrant une réduction légère de la zone endommagée.

Les résultats expérimentaux effectués par le partenaire industriel ne mentionnent pas de rupture catastrophique sur cette liaison collée. Notons que sur le joint adhésif, la zone endommagée prédite par le calcul numérique, implique peut-être une décohésion locale au sein du joint adhésif. La mise en évidence de cette décohésion locale intérieure au collage, aurait demandé une découpe de la liaison, découpe qui n'a pas été réalisée par le partenaire industriel.





## **CHAPITRE 10**

# **CALCUL NUMERIQUE DE LA BIELLE DU SIEGE EN COMPOSITE INJECTE**

### **10.1 Introduction**

Lors de la mise en forme d'une pièce en composite à fibres courtes, les fibres au sein de la pièce tendent à s'orienter suivant la direction d'écoulement dans le moule. Cela confère à la pièce injectée un comportement mécanique fonction de l'orientation locale des fibres. Au niveau de la modélisation numérique du comportement d'une structure en composite injecté, il faut connaître l'orientation des fibres de la structure en question, afin de pouvoir déterminer le comportement local qui varie d'un point à un autre.

Ce chapitre s'attache à la modélisation du comportement de la bielle du siège DEMOS, pièce en composite injecté. Des essais de traction sur une bielle ont été effectués en observant les déformations locales de la pièce. Ces essais permettent de valider le résultat du calcul numérique réalisé à l'aide de la loi de comportement présentée au chapitre 5. Ainsi, les comportements locaux ont été déterminés en fonction de l'orientation locale des fibres dans le domaine d'élasticité et dans le domaine de plasticité. L'obtention du champ de contrainte permet de localiser les zones de sur-contrainte et de les comparer avec les zones de rupture de l'éprouvette.

### **10.2 Présentation de la bielle en composite injecté**

Une bielle est une pièce mécanique reliant 2 articulations et ayant la possibilité de transmettre un mouvement. Elle est soumise à un effort de traction ou de compression. Sa section doit être suffisamment élancée, compte tenu de sa longueur, pour obtenir un moment d'inertie qui lui permette de résister au flambage.

La bielle étudiée est une structure injectée en thermoplastique, polyamide 66, renforcée par des fibres courtes de verre, 50% en masse. Ce matériau, sous forme de plaque, a été caractérisé au chapitre 3. Au niveau des fixations, 2 inserts métalliques sont introduits dans le moule avant l'injection et sont noyés dans la pièce, comme illustré sur la Figure 10-1.



**Figure 10-1** Bielle en composite injecté PA66 GF50, avec 2 inserts métalliques au niveau des fixations.

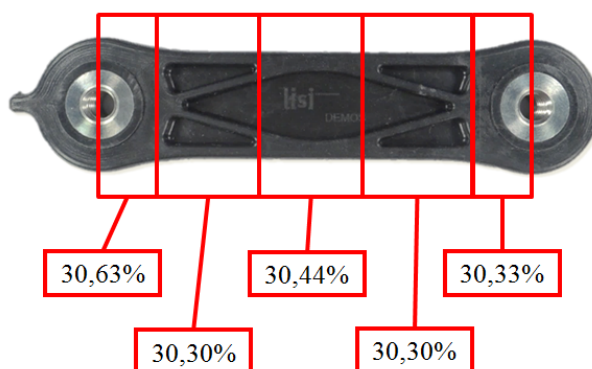
Des éprouvettes fabriquées par notre partenaire Lisi Automotive nous ont été fournies. Nous avons modélisé leur comportement à l'aide d'une simulation par éléments finis. L'orientation des fibres, sous la forme d'un tenseur d'orientation engendrée par le logiciel MoldFlow, nous a été communiquée en fonction des coordonnées spatiales. Cela a permis de déterminer le comportement local de la bielle à l'aide d'un modèle micromécanique.

### 10.3 Essais mécaniques sur la bielle

Les essais mécaniques sur la bielle en composite injecté ont été réalisés pour déterminer les déformations locales de la bielle en fonction de la force imposée. Ceci a permis de valider la loi de comportement du PA66 GF50 (chapitre 5), en considérant l'orientation locale des fibres. Nous avons tout d'abord vérifié la fraction volumique de fibre de la bielle, pour la comparer à celle de la plaque PA66 GF50 utilisée lors de l'obtention de la loi de comportement.

#### 10.3.1 Répartition de fraction volumique dans la bielle

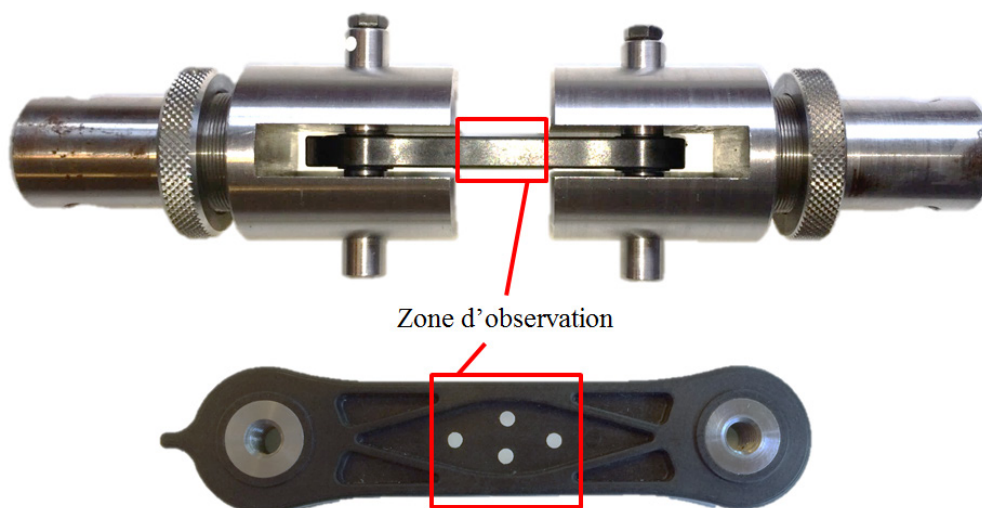
La fraction volumique de fibre de la bielle a été déterminée par pyrolyse sur les 5 parties, montrées sur la Figure 10-2. La répartition de fraction volumique de fibre dans la bielle est uniforme. Nous avons trouvé une valeur moyenne sur ces 5 parties de la bielle de 30,40%, valeur identique à celle de la plaque PA66 GF50 (30,39%, section 3.3.1).



**Figure 10-2** Répartition de la fraction volumique de fibre de verre sur la bielle. Cette répartition est uniforme et identique à celle de la plaque PA66 GF50 utilisée pour l'obtention de la loi de comportement.

### 10.3.2 Essais de traction sur la bielle

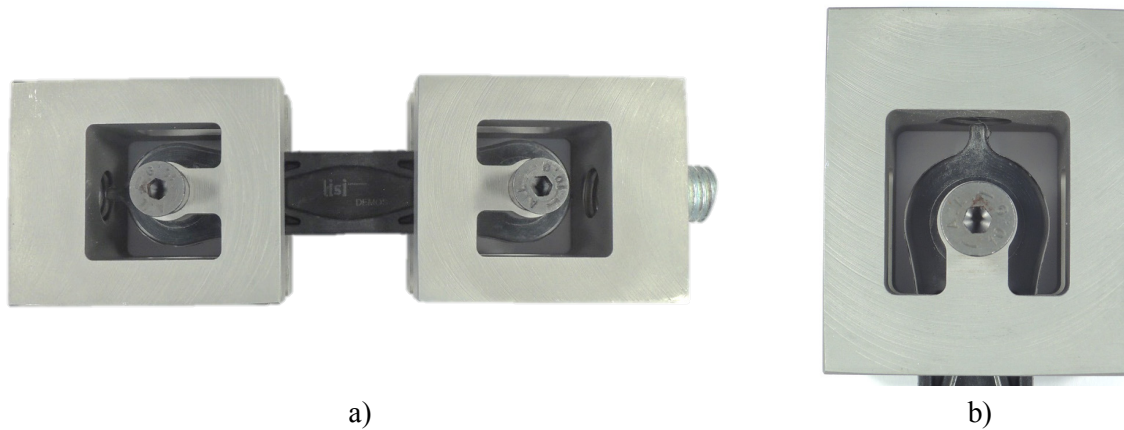
Les essais de traction ont été effectués sur une machine d'essai INSTRON 5982, de capacité 100 kN. En premier lieu, le montage d'essai transférant la charge au niveau des inserts métalliques de la bielle permet seulement d'observer la déformation au milieu (du corps) de la bielle, comme présenté dans la Figure 10-3. Avec ce premier montage d'essai, les déformations au corps de la bielle ont été mesurées dans les directions longitudinales et transversales en utilisant l'AVE.



**Figure 10-3** Premier montage d'essai permet seulement d'observer la déformation du centre de la bielle.

Un nouveau montage d'essai a été réalisé pour pouvoir mesurer la déformation aux extrémités de la bielle (zones autour des inserts métalliques), Figure 10-4. La déformation y a été mesurée par corrélation d'images numériques. Pour cela, des points blancs ont été marqués autour des inserts métalliques et les déformations ont été mesurées en suivant ces points, Figure 10-5a. De plus, nous avons également utilisé un mouchetis afin de déterminer le champ de déformation autour de l'insert métallique, Figure 10-5b. Le système d'essai était équipé de 2 caméras pour observer le champ de déformation de ces zones et l'AVE était utilisé pour observer la déformation du corps de bielle, comme illustré sur la Figure 10-6. Le matériau étant sensible à l'humidité, les éprouvettes ont été déshydratées en étuve à 50°C, avec gel de silice pendant une semaine, avant la réalisation des essais.

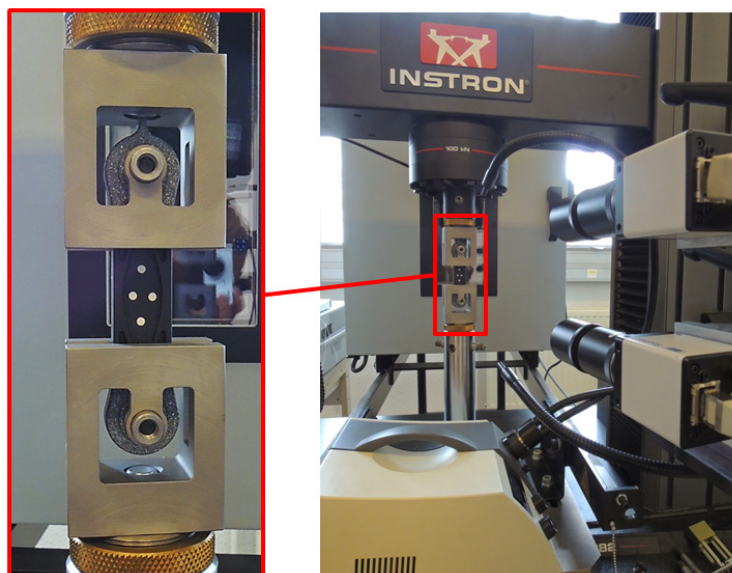




**Figure 10-4** Nouveau montage d'essai a) observation la déformation du corps de la bielle  
b) des extrémités de la bielle.

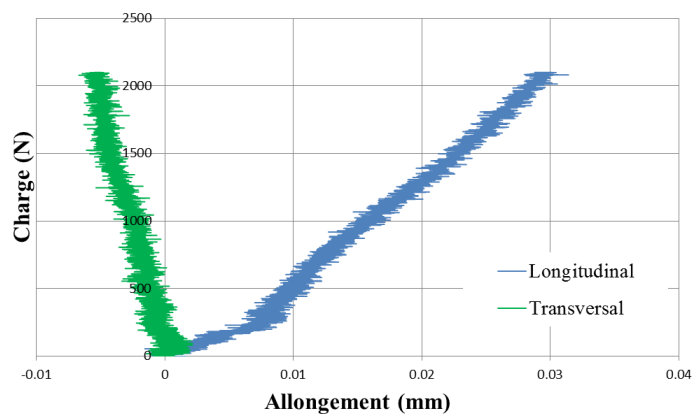


**Figure 10-5** Déformation autour de l'insert métallique mesurée à l'aide de la corrélation d'images numériques a) en suivant les points blancs b) en utilisant un mouchetis.



**Figure 10-6** Deux caméras permettent d'observer la déformation de chaque extrémité de bielle; l'AVE a été utilisée pour observer la déformation du corps de bielle.

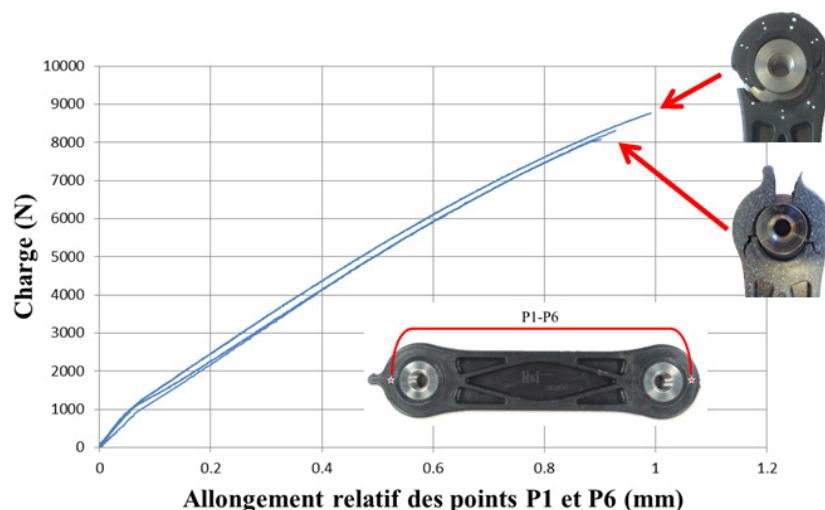
Le pilotage de l'essai se fait en contrôle de déplacement avec une vitesse de traverse de 1 mm/min, jusqu'à rupture de l'éprouvette. Pour la zone du corps de bielle, les déformations longitudinales et transversales ont été mesurées par l'AVE. Comme présenté sur la Figure 10-7, les courbes charge-déformation représentent le comportement local dans le domaine élastique du corps de la bielle et permettent de valider le calcul numérique de la bielle en termes de comportement. Au niveau des extrémités de la bielle, les séries d'images enregistrées au cours de l'essai ont été dépouillées à l'aide du logiciel VIC 2D. L'évolution du champ de déplacement autour des inserts métalliques ainsi que les allongements locaux de la bielle aux points considérés sur la Figure 10-8 ont été obtenus. Les courbes charge-allongement résultant des essais de traction sur la bielle sont présentées sur la Figure 10-9, l'allongement relatif étant mesuré entre les points P1 et P6.



**Figure 10-7** Courbes charge-allongement du corps de bielle lors des essais de traction.

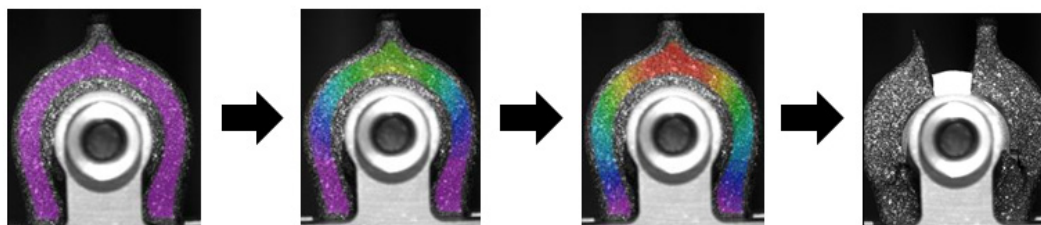


**Figure 10-8** Points d'observation, où les déplacements ont été obtenus par corrélation d'images numériques.



**Figure 10-9** Courbes charge-allongement résultant des essais de traction sur la bielle, l’allongement relatif est mesuré entre les points P1 et P6.

Les séries d’images de la zone, située autour de l’insert métallique, ont été traitées par corrélation d’images pour déterminer l’évolution du champ de déplacement. Cette évolution du champ de déplacement permet de valider la loi de comportement utilisée dans le calcul numérique de la bielle. La Figure 10-10 montre l’évolution de champ de déplacement dans la direction de sollicitation jusqu’à rupture de la bielle. A remarquer que nous avons observé 2 types de rupture (Figure 10-11), et constaté que le type de rupture présentée sur la Figure 10-10 est le plus souvent rencontré. Dans ce cas l’amorçage de rupture se produit au niveau de la zone de recollement de la matière injectée, Figure 10-11a. L’autre type de rupture se produit au niveau de la zone de sur contrainte (Figure 10-11b), montrée par calcul numérique dans la section 10.4. Pour ces 2 types de rupture, la rupture dans la zone de recollement de la matière donne une charge à rupture inférieure à celle obtenue dans la zone de sur contrainte prédite par le calcul numérique.



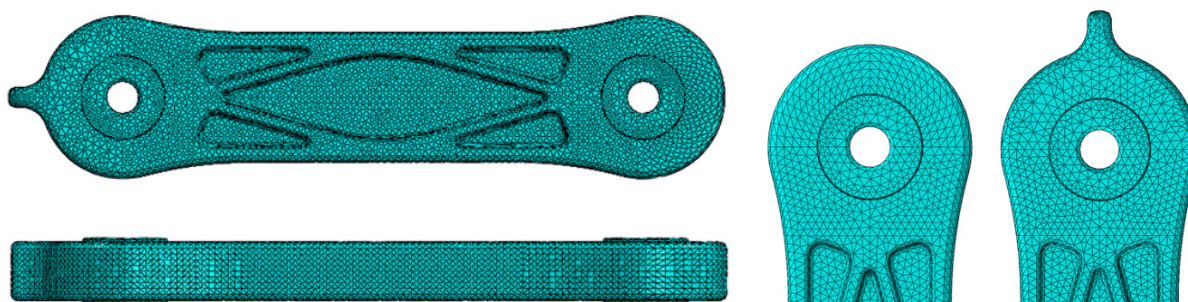
**Figure 10-10** Evolution de champ de déplacement dans la direction de sollicitation jusqu’à rupture de la bielle.



**Figure 10-11** Faciès de rupture de la bielle a) rupture dans la zone de recollement de la matière injectée b) rupture dans la zone de sur contrainte montrée par le calcul numérique.

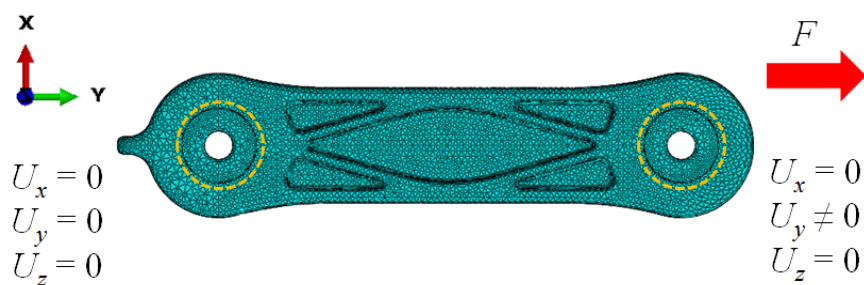
## 10.4 Calcul numérique

Le calcul numérique 3D de la bielle a été réalisé sur Abaqus. Le comportement local de chaque élément a été déterminé en fonction de l'orientation locale des fibres engendrée par MoldFlow. Pour tenir compte de ce comportement local dans le calcul, nous avons modifié le fichier .inp en rajoutant des comportements homogènes équivalents pour chaque élément, suivant la procédure détaillée dans la section 5.3.3. Le maillage a été créé à partir de la CAO fournie par notre partenaire industriel, ce maillage est illustré sur la Figure 10-12.



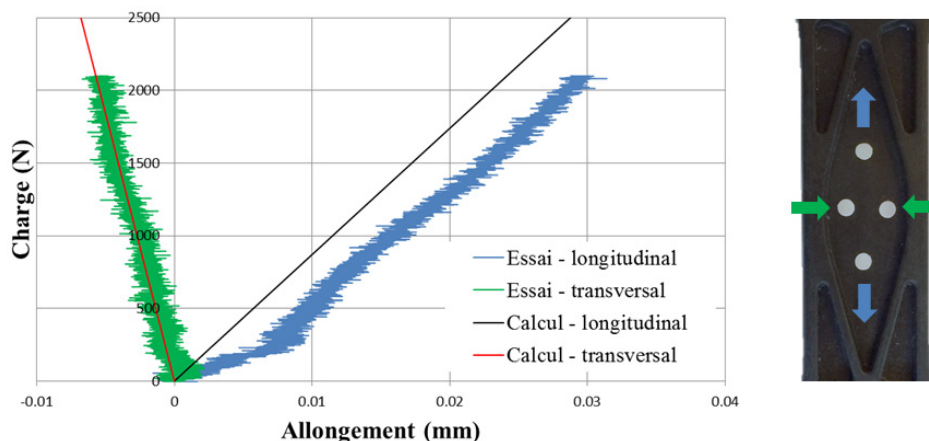
**Figure 10-12** Maillage de la bielle en composite injecté adopté dans le calcul numérique.

Les conditions aux limites correspondant à l'essai de traction sur la bielle, sollicitée au niveau des articulations, ont été imposées sur le maillage. Les déplacements  $U$  de l'un des inserts métalliques ont été bloqués suivant les 3 directions, alors que l'autre insert a été sollicité par la force  $F = 8895$  N, Figure 10-13. Cette force est la charge maximale mesurée lors des essais, Figure 10-9.



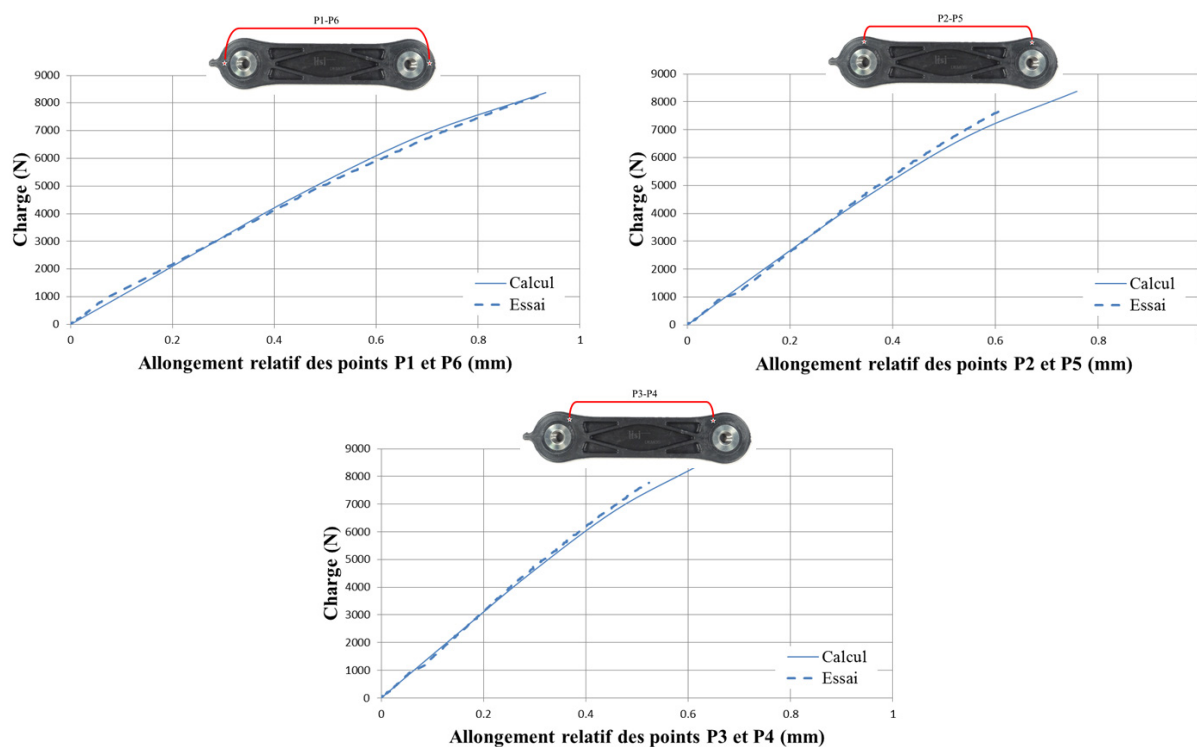
**Figure 10-13** Conditions aux limites imposées sur le maillage de la bielle en composite injecté.

Pour valider la loi de comportement, nous avons d'abord étudié la zone du corps de la bielle, où les déformations longitudinales et transversales ont été mesurées par l'AVE. Les résultats des calculs numériques sont cohérents avec les essais, comme le montre la Figure 10-14. Dans les zones situées autour des inserts métalliques, nous avons considéré les allongements relatifs entre les points P1-P6, P2-P5 et P3-P4, illustrés sur la Figure 10-8. Les courbes charge-allongement relatif obtenues expérimentalement et numériquement dans cette zone sont tracées sur la Figure 10-15. Ces courbes montrent la cohérence entre les essais et les calculs. Nous avons aussi comparé les champs de déplacement dans le sens de la sollicitation autour des inserts avant la rupture de la pièce, obtenus par corrélation d'images numériques et par calcul numérique, Figure 10-16. Ces deux champs montrent la même tendance pour la déformation globale de la pièce. Notons que les champs de déplacement obtenus par corrélation d'images et par calcul numérique sont présentés par les logiciels avec des gammes de palettes de couleur différentes.

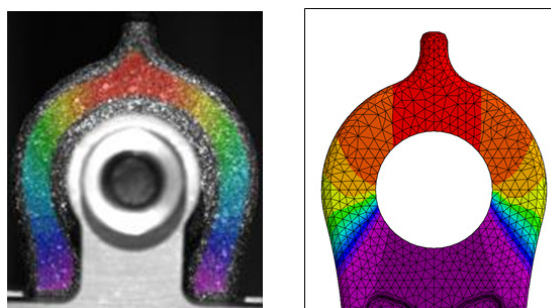


**Figure 10-14** Comparaison des courbes charge-allongement du corps de bielle, obtenues expérimentalement et numériquement.



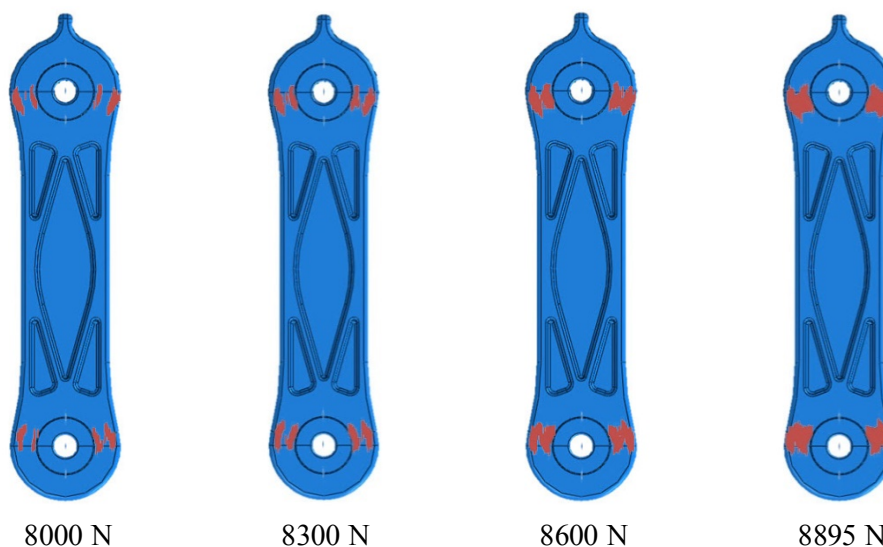


**Figure 10-15** Comparaison des courbes, charge-allongement relatif des essais de traction de la bielle, expérimentales et numériques.



**Figure 10-16** Comparaison des champs de déplacement dans le sens de la sollicitation avant rupture de la pièce, obtenus par corrélation d'images et par simulation numérique.

Pour étudier la rupture de la pièce, le champ de contrainte résultant de la sollicitation imposée a été sorti et traité par post-traitement. Comme indiqué au chapitre 5, les propriétés mécaniques dépendent de l'orientation des fibres. Nous avons donc estimé pour chaque élément du maillage, la contrainte à rupture en fonction de l'orientation locale des fibres, en utilisant les relations (5-67) et (5-68). Le critère de Hill, Eq. (4-2), a été utilisé pour décrire l'endommagement, le niveau de contrainte étant la contrainte à rupture au lieu de la limite d'élasticité. Nous avons déterminé l'évolution de l'état d'endommagement, Figure 10-17, jusqu'à la charge de rupture de 8895 N.

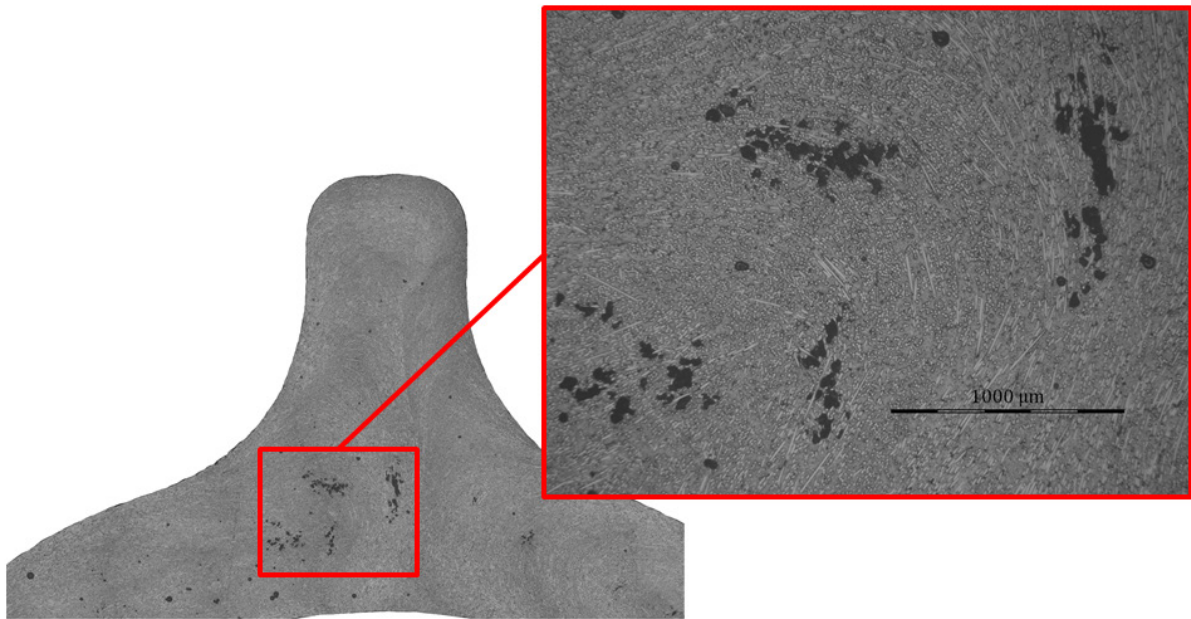


**Figure 10-17** Evolution de l'état d'endommagement de la bielle, prédit par le critère de Hill.

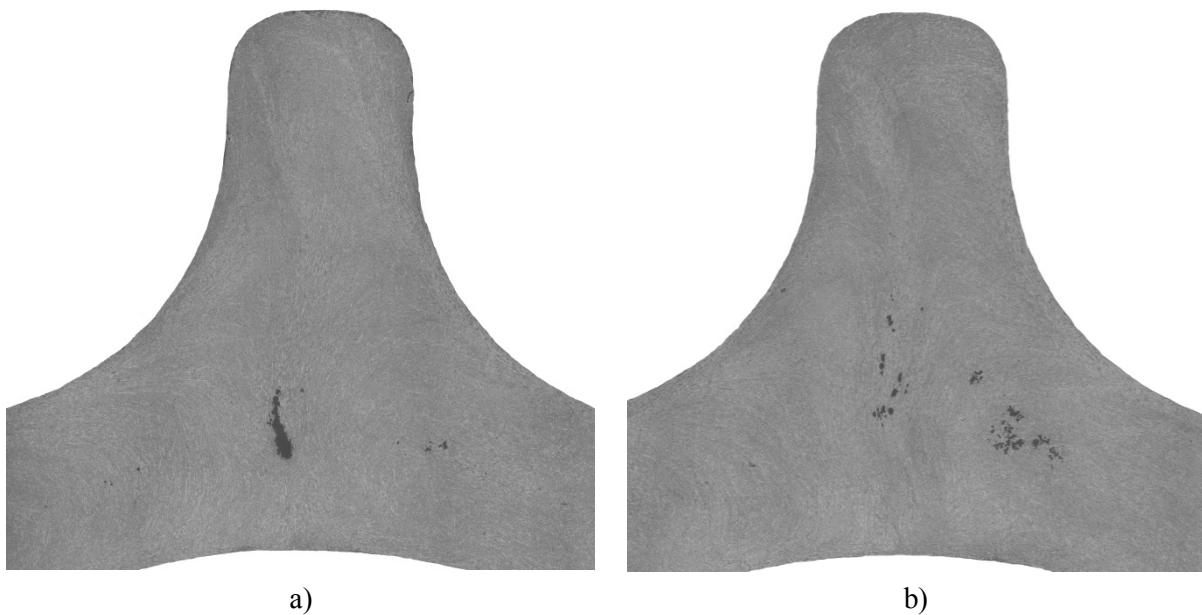
Le post-traitement montre que la zone endommagée, prédite par le critère de Hill, correspond à l'emplacement de la rupture montré sur la Figure 10-11b. Lorsque la rupture se produit dans la zone prédite, la charge à rupture est la plus élevée, 8895 N et correspond à un champ de contrainte assez homogène.

Cependant, le type de rupture le plus souvent rencontré est celui localisé dans la zone de recollement matière derrière l'insert. Cela est confirmé par les essais réalisés par le fabricant des bielles (Lisi Automotive). Pour expliquer ce type de rupture qui se produit dans la zone de recollement (Figure 10-11a), nous avons étudié la microstructure des pièces. Les éprouvettes testées ont été observées en microscopie au niveau de cette zone. Nous avons constaté l'existence de porosités qui se forment lors de l'injection de la pièce et qui sont potentiellement à l'origine de la rupture dans cette zone.

Nous avons observé la zone de recollement en microscopie sur 2 autres bielles non testées, Figure 10-19. Cette zone lors de l'injection correspond au recollement de la matière derrière l'insert. Cette zone présente des porosités. L'existence de porosités induit des concentrations de contrainte affaiblissant la pièce. Pour cette raison, la rupture qui se produit dans la zone de recollement de la matière présente une charge à rupture plus faible que l'autre type de rupture, prédit par le critère de Hill.



**Figure 10-18** Observation en microscopie de la zone de recollement matière de l'éprouvette testée, mettant en évidence un taux de porosité important.



**Figure 10-19** Observations en microscopie de la zone de recollement matière de 2 bielles à l'état vierge, montrant l'existence des pores.





## CONCLUSION ET PERSPECTIVES

Ce travail de thèse se place dans le cadre du projet DEMOS, projet qui vise à alléger un siège automobile en utilisant une structure multi-matériaux. Il en résulte une diminution de la consommation d'énergie et de l'émission de gaz à effet de serre. Le siège automobile a été dimensionné en utilisant un matériau composite dont le ratio performance mécanique/masse est très élevé. Par contre, dans une structure en composite, les liaisons constituent la partie la plus faible de la structure. Dans ce travail de thèse nous avons étudié tous les assemblages utilisés dans le siège automobile du projet DEMOS. Nous avons examiné le comportement mécanique jusqu'à rupture, de pièces boulonnées, fixées par insert ou collées. L'étude sur ces assemblages a été réalisée expérimentalement et numériquement.

L'assemblage boulonné a été utilisé pour le flasque en composite tissé TEPEX 102 (thermoplastique PA6 renforcé par des tissus de verre en sergé 2/2). La loi de comportement du composite a été établie en réalisant des essais de traction, de compression, de flexion et des essais ARCAN-MINES afin de déterminer le comportement du matériau dans le domaine d'élasticité. Pour le domaine de plasticité, le critère de Hill et la loi d'écrouissage isotrope non-linéaire ont été adoptés afin de décrire le comportement résultant de la non-linéarité de la matrice et de la réorientation des fibres lors d'un chargement hors axes. Pour étudier la concentration de contrainte, induite par le passage de la vis, et provoquant la rupture, le volume critique, basée sur l'approche d'une distance critique, a été utilisé. La valeur moyenne du critère de la contrainte maximale sur ce volume a été calculée et comparée à une valeur limite. La géométrie de ce volume critique est impérativement identifiée par voie expérimentale, et a été déterminé à partir d'essais expérimentaux sur des plaques minces de composite TEPEX 102 trouées. Nous avons réalisé des essais de traction sur plusieurs configurations d'éprouvettes trouées en variant le rapport du diamètre sur la largeur ainsi que l'orientation du matériau. Le diamètre critique a été identifié à l'aide de calculs numériques effectués sur la configuration de référence, et a montré de bonnes prédictions de rupture pour les autres configurations d'éprouvette trouée. L'utilisation du volume critique présente une

faible sensibilité à la variation de la géométrie ainsi qu'à l'orientation du matériau de l'éprouvette. Dans le cas de la pièce boulonnée les essais de traction ont été réalisés dans les directions  $0^\circ$  et  $45^\circ$  du matériau. 2 conditions de force de serrage ont été utilisées : le serrage à la main et une force de serrage de 8 kN. L'amorçage de l'endommagement a été détecté par des observations en microscopie aux différents niveaux de charge appliqués. Les observations montrent que la force de serrage peut légèrement retarder l'amorçage de l'endommagement pour les 2 orientations du matériau. La force de serrage améliore seulement la charge à rupture de l'éprouvette dans la direction  $45^\circ$ , alors que pour la direction  $0^\circ$  la charge de rupture reste la même pour les 2 conditions de serrage. En traction l'effet Poisson explique ces constatations : dans la direction  $0^\circ$  cet effet réduit l'épaisseur et relâche la force de serrage qui n'est pas maintenue pendant l'essai. Pour la direction  $45^\circ$ , l'éprouvette est soumise principalement à une sollicitation de cisaillement, la déformation s'effectue avec un volume constant et la force de serrage est maintenue pendant l'essai. Pour les éprouvettes boulonnées dans les directions  $0^\circ$  et  $45^\circ$ , les charges de rupture prédites en utilisant le volume critique sont en bon accord avec les valeurs obtenues par des observations en microscopie. Sur le flasque de l'assise DEMOS, un trou renforcé pour le passage de la vis a été réalisé par le procédé QSP (Quilted Stratum Process). Pour tenir compte du renforcement du trou, nous avons modifié le dénominateur du critère de la contrainte maximale. L'identification a été faite numériquement à partir des résultats des essais de traction sur des éprouvettes ayant un trou renforcé. L'essai de choc sur l'assise DEMOS montre une bonne tenue de cette liaison. La prédiction de rupture utilisant le volume critique est cohérente avec les essais expérimentaux, où la charge a été mesurée au niveau de la liaison rivetée. La rupture de cette liaison, ne se produira que lorsque la charge imposée sera multipliée par un facteur de 1,55.

La fixation par insert a été utilisée pour la bielle du siège. C'est une pièce injectée en polyamide 66 chargé par des fibres courtes de verre, 50% en masse (PA66 GF50). Cette pièce est munie de 2 inserts métalliques au niveau des liaisons. Le comportement mécanique d'un matériau chargé dépend fortement de l'orientation des fibres, fibres qui s'orientent lors de l'écoulement de la matière pendant l'injection de la pièce. Pour modéliser le comportement mécanique de cette pièce en composite injecté, nous avons tenu compte de l'orientation locale des fibres à l'aide du modèle micromécanique. Des essais de traction, suivant les directions  $0^\circ$ ,  $90^\circ$  et  $45^\circ$  des plaques injectées en PA66 GF50, ont été effectués pour caractériser le comportement du matériau. Pour le domaine d'élasticité, le modèle de Lielens a été adopté pour déterminer le comportement homogène équivalent, en fonction de l'orientation locale

des fibres estimée par le logiciel MoldFlow. Pour le domaine de plasticité, le critère de Hill et une loi d'écroutissage isotrope non-linéaire ont été utilisés pour décrire le comportement inélastique du matériau, en fonction de l'orientation locale des fibres. Pour valider la loi de comportement établie, des essais de traction sur la bielle en composite injecté ont été réalisés. Les déformations locales mesurées sont cohérentes avec le calcul numérique de la bielle. Pour la rupture de la pièce, nous avons utilisé le critère de Hill, écrit en fonction de l'orientation locale des fibres. Lors des essais expérimentaux effectués, il existe 2 types de rupture de la bielle ; l'un à la zone de recollement de la matière injectée et l'autre à la zone prédite par le critère de Hill. Les observations au microscope de la zone de recollement des bielles montrent des porosités formées lors de l'injection de la pièce. Ces pores peuvent induire des concentrations de contrainte entraînant une charge à rupture plus faible que celle prédite par le critère de Hill.

Pour l'assemblage collé, le comportement mécanique des adhésifs SikaPower 4588 et Aderis 8641 a été étudié jusqu'à rupture. Nous avons réalisé des essais de traction sur des éprouvettes à l'état massif sous forme haltère, et des essais ARCAN-MINES à différentes vitesses et à différents états de chargement complexe. Un critère de Drucker-Prager modifié et une loi d'écroutissage isotrope non-linéaire ont été utilisés pour décrire le comportement inélastique dépendant de la pression hydrostatique. Leurs paramètres ont été déterminés à partir des résultats expérimentaux à l'aide du calcul numérique. Le critère de rupture, critère de Drucker-Prager modifié, a été établi en fonction de la vitesse de déformation plastique équivalente. Pour prendre en compte les concentrations de contrainte au sein des pièces, la méthode basée sur l'approche de distance critique a été utilisée. Des essais de traction sur des éprouvettes de simple recouvrement, où la concentration de contrainte a lieu aux bords libres de la couche d'adhésif, ont permis d'identifier la distance critique. Des essais de torsion, réalisés sur des triangles collés avec les 2 adhésifs, permettent de valider la méthode. Les charges à rupture prédites, en utilisant la distance critique, sont en bon accord avec celles obtenues expérimentalement pour les 2 adhésifs. La liaison collée de l'assise DEMOS, liant le flasque en composite au tube anti sous-marinage a aussi été examinée. Le calcul numérique a été effectué en imposant au joint adhésif, la charge mesurée lors des essais de choc. Le critère de rupture de Drucker-Prager a été appliqué, en prenant en compte la vitesse locale de déformation plastique équivalente. Ce critère montre une rupture localisée à l'intérieur du joint adhésif. La vitesse de déformation plastique équivalente imposée lors des essais de chocs est environ 10 fois plus forte que celle utilisée pour établir le critère de rupture. Le critère a

été de ce fait extrapolé et demanderait une validation à des vitesses plus proches de celles de l'essai de choc. Les essais effectués par le partenaire industriel ne mentionnent pas de rupture catastrophique sur cette liaison collée. La décohésion localisée prédite par le calcul numérique au sein du joint adhésif, aurait demandé pour être confirmée une découpe de la liaison, qui n'a pas été réalisée par le partenaire industriel.

Dans le cadre de ce travail de thèse, le comportement des assemblages utilisés dans le siège DEMOS a été modélisé et la rupture des pièces examinée. Les lois de comportement établies peuvent être implémentées dans des logiciels d'éléments finis commerciaux et utilisées par les industriels.

L'assemblage boulonné est généralement dimensionné en favorisant la rupture par matage du composite. Au cours du matage les endommagements sont cumulés au cours de la propagation de la rupture. Une meilleure modélisation de la loi de comportement pourrait être réalisée, en prenant en compte le cumul des endommagements au cours de la progression du matage. Remarquons que dans le cas de pièces en composite boulonnées, généralement le boulon ne permet pas la liaison par frottement, la force de serrage étant relâchée lors d'efforts de traction.

Les pièces fabriquées en composite injecté sont généralement de forme complexe et soumises à des chargements compliqués. Leur étude en compression doit aussi être réalisée pour modéliser leur comportement. Si elles contiennent des porosités, provenant de leur mise en forme, celles-ci doivent être prises en compte dans leur calcul. S'il y a fissuration, il faut aussi prévoir un calcul de propagation en mécanique de la rupture.

Dans le cas des assemblages collés, le comportement de l'adhésif, régit par un critère de plasticité et de rupture, dépend de l'état de contrainte hydrostatique et de la vitesse de sollicitation. Sa caractérisation doit être effectuée aux vitesses de déformation appliquées, pour prendre en compte les effets de viscosité.

## REFERENCES 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. *Journal of Rheology*, Vol. 31(8), pp. 751-784.
- [Advani et Tucker, 1990] Advani S.G. et Tucker III C.L. (1990). Closure approximations for three-dimensional structural tensors. *Journal of Rheology*, Vol. 34, pp. 367-386.
- [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. et Pipes R.B. (1990). Numerical prediction of three-dimensional fiber orientation in hele-shaw flows. *Polymer Engineering and Science*, Vol. 30, pp. 848-859.
- [Anczurowski et Cox, 1967] Anczurowski E. et Cox R.G. (1967). The kinetics of flowing dispersions IV. transient orientations of cylinders. *Journal of Colloid and Interface Science*, Vol. 23, pp. 547-562.
- [Arcan et al, 1978] Arcan M., Hashin Z. et Voloshin A. (1978). A method to produce uniform plane stress states with applications to fiber-reinforced materials. *Experimental Mechanics*, Vol. 18(4), pp. 141-146.
- [Arcan et Weissberg, 1988] Arcan M. et Weissberg V. (1988). A uniform pure shear testing specimen for adhesive characterization. *Rapport technique STP 981*, American Society for Testing and Materials.
- [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. PhD thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Bailey et Rzepka, 1991] Bailey R. et Rzepka B. (1991). Fibre orientation mechanisms for injection molding of long fibre composites. *International Polymer Processing VI*, Vol. 1, pp. 35-41.
- [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.
- [Bassery et al., 2009] Bassery J., Ganchenko V. et Renard J. (2009). Caractérisation multiaxiale des interfaces multimatériaux : Application aux assemblages collés. *Revue des composites et des matériaux avancés*, Vol. 20, pp. 135-152.

- [Bay et Tucker, 1992] Bay R.S. et Tucker III C.L. (1992). Fiber orientation in simple injection moulding Part II : Experimental results. *Polymer Composite*, Vol. 13, pp. 332-341.
- [Belmonte et al., 2001] Belmonte H.M.S., Manger C.I.C., Ogin S.L., Smith P.A. et Lewin R. (2001). Characterization and modeling of the notched tensile fracture of woven quasi-isotropic GFRP laminates. *Composites science and technology*, Vol. 61, pp. 585-597.
- [Belmonte et al., 2004] Belmonte H.M.S., Ogin S.L., Smith P.A. et Lewin R. (2004). A physically-based model for the notched strength of woven quasi-isotropic CFRP laminates. *Composite Part A*, Vol. 35, pp. 763-778.
- [Bensahkoun, 2006] Bensahkoun D.D. (2006). Prédiction des propriétés thermo-élastiques d'un composite injecté et chargé de fibres cortès. PhD these, Ecole Nationale Supérieur d'Arts et Métiers.
- [Benveniste et al., 1991] Benveniste Y., Dvorak G.J., et Chen T. (1991). On diagonal and elastic symmetry of the approximate effective stiffness tensor of heterogeneous media. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 39(7), pp. 927-946.
- [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.
- [Bergeret et Krawczak, 2006] Bergeret A. et Krawczak P. (2006). Liaison renfort/matrice : Modélisation de l'interface. *Techniques de l'ingénieur*, N° AM5306 et AM5308, Vol. 4.
- [Berthelot, 2012] Berthelot J-M. (2012). *Matériaux composites : Comportement mécanique et analyse des structures*. 5ème édition. Lavoisier.
- [Besson et al., 2001] Besson J., Cailletaud G., Chaboche J.L. et Forest S. (2001). *Mécanique non linéaire des matériaux*. Hermès-Lavoisier.
- [Bonhome et Brouwer, 1990] Bonhome G. et Brouwer T. (1990). Etude de l'orientation de fibres courtes lors de la mise en œuvre des composites. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Brent Strong et Beckwith, 1997] Brent Strong A. et Beckwith S. (1997). *Joining Composite Materials*. *Composites Fabrication*, pp. 9-15.
- [Bright et al., 1978] Bright P.F, Crowson F. et Folkes M.J. (1978). A study of the eject or injection speed on fibre orientation in simple moulding of short glass fiber-filled polypropylene. *Journal of Material Sciences*, Vol. 13, pp. 2497-2506.
- [Camanho et Lambert, 2006] Camanho P.P. et Lambert M. (2006). A design methodology for mechanically fastened joints in laminated composite materials. *Composites science and technology*, Vol. 66, pp. 3004-3020.
- [Cantor et al., 2008] Cantor B., Johnston C. et Grant P. (2008). *Automotive Engineering : Lightweight, Functional, and Novel Materials*, Institute of Physics Publishing.
- [Capello, 2004] Capello E. (2004). Workpiece damping and its effect on delamination damage in drilling thin composite laminates. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 148, pp. 186-195.

- [Chang et al., 1982] Chang F.K. et Scott R.A. (1982). Strength of Mechanically Fastened Composite Joints. *Journal of Composite Materials*, Vol. 16, pp. 470–494.
- [Charalambides et Olusangya, 1997] Charalambides M.N. et Olusangya A. (1997). The constitutive models suitable for adhesives in some finite element codes and suggested methods of generating the appropriate materials data. NPL Report CMMT(B)130, Centre of materials measurement and technology national physical laboratory, UK.
- [Chevalier et al., 2004] Chevalier L., Eddhahk A. et Maalej Y. (2004). Concentration de contraintes : différentes techniques de mesures (Première partie). *Revue Technologie*, n° 133.
- [Choi et al., 2008] Choi J.H., Ban C.S., et Kweon J.H. (2008). Failure load prediction of a mechanically fastened composite joint subjected to a clamping force. *Journal of Composite Materials*, Vol. 42(14), pp 1415-1429.
- [Choi et Chun, 2003] Choi J.H. et Chun Y.J. (2003). Failure load prediction of mechanically fastened composite joints. *Journal of Composite Materials*, Vol. 37, pp. 2163-2177.
- [Cintra et Tucker, 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 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*, Vol. 65(3–4), pp. 259–268.
- [Cognard, 2003] Cognard P. (2002). Collage des métaux – Mécanismes, Classification des colles. *Techniques de l'Ingénieur*, N° BM7616.
- [Collings, 1977] Collings T.A. (1977). The strength of bolted joints in multi-directional CFRP laminates. *Composites*, Vol. 8, pp. 43-54.
- [Collings, 1982] Collings T.A. (1982). On the bearing strengths of CFRP laminates. RAE Technical Report 82033, pp. 1-23.
- [Cox, 1952] Cox H.L. (1952). The elastic and strength of paper and other fibrous materials. *British Journal Applied Physics*, Vol. 3, pp 72-79.
- [Dang-Hoang, 2009] Dang-Hoang T. (2009). Rupture et endommagement d'un assemblage boulonné : approche expérimentale et simulation numérique. PhD thèse, Université de Lille 1.
- [Dano et al., 2000] Dano M.L., Gendron G. et Picard A. (2000). Stress and failure analysis of mechanically fastened joints in composite laminates. *Composite structures*, Vol. 50, pp. 287-296.
- [Darlington et Smith, 1987] Darlington M.W. et Smith A.C. (1987). Some features of the injection moulding of short fibre reinforced thermoplastics in centre sprue-gated cavities. *Polymer Composite*, Vol. 8, pp. 16.



- [David et Zimmerman, 2011] David E.C. et Zimmerman R.W. (2011). Compressibility and shear compliance of spheroidal pores : Exact derivation via the Eshelby tensor, and asymptotic expressions in limiting cases. *International journal of solid and structures*, Vol. 48, pp. 680-686.
- [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.
- [Dundurs, 1969] Dundurs J. (1969). Discussion of edge-bonded dissimilar orthogonal elastic wedges under normal and shear loading. *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 36(3), pp. 650–652.
- [Duthinh, 2000] Duthinh D. (2000). Connections of fiber-reinforced polymer (FRP) structural members: A review of the state of the art. Structural division, Building and fire research laboratory, NIST, Gaithersburg MD.
- [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.
- [Erçin et al., 2013] Erçin G.H., Camanho P.P., Xavier J., Catalanotti G., Mahdi S. et Linde P. (2013). Size effects on the tensile and compressive failure of notched composite laminates. *Composite structures*, Vol. 96, pp. 736-744.
- [Eshelby, 1957] Eshelby J.D. (1957). The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems. *Proc Roy Soc A*, Vol. 241, pp. 376-96.
- [Eshelby, 1961] Eshelby J.D. (1961). Elastic inclusions and inhomogeneities. *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.
- [Folgar et Tucker, 1984] Folgar F. et Tucker III C.L. (1984). Orientation behavior of fibers in concentrated suspensions. *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 3, pp. 98-119.
- [Folkes et Russel, 1980] Folkes M.J. et Russel D.A.M. (1980). Orientation effects during the flow of short fiber reinforced thermoplastics. *Polymer*, Vol. 21, pp. 1252-1258.
- [Foulc et al., 2005] Foulc M.P., Bergeret A., Ferry L., Ienny P., et Crespy A. (2005). Study of hygrothermal aging of glass fibre reinforced PET composites. *Polymer Degradation and Stability*, Vol. 89(3), pp. 461–470.
- [Fuchs, 1977] Fuchs H.O. (1977). Discussion : Nominal stress or local Strain approaches to cumulative damage in fatigue under complex loading. Society of automotive engineers, Warrendale, PA., pp. 203-207.

- [Fujiyama et al., 1977] Fujiyama M., Awaya H. et Kimura S. (1977). Mechanical anisotropy of injection pp. Journal of Applied Polymer Science, Vol. 21, pp. 3291-3309.
- [Gay, 2005] Gay D. (2005). Matériaux Composites. Hermes.
- [Ghasemi et Razavian, 2012] Ghasemi A.R. et Razavian I. (2012). Measurement of variation in fracture strength and calculation of stress concentration factor in composite laminates with circular hole. Journal of solid mechanics, Vol. 4(3), pp. 226-236.
- [Gijsma, 2008] Gijsman P. (2008). Review on the thermo-oxidative degradation of polymers during processing and in service. e-Polymers, No. 065.
- [Gillepsie, 1984] Gillepsie J.W., Vanderschuren J.A. et Pipes R.B. (1984). Process induced fibre orientation : numerical simulation with experimental verification. Polymer Composite, Vol. 6, pp. 1984.
- [Goswami, 2005] Goswami S. (2005). A finite element investigation on progressive failure analysis of composite bolted joints under thermal environment. Journal of reinforced plastics and composites, Vol. 24(2), pp. 161-171
- [Green et al., 2007] Green B.G., Wisnom M.R. et Hallett S.R. (2007). An experimental investigation into the tensile strength scaling of notched composites. Composites : Part A, Vol. 38, pp. 867-878.
- [Gupta et Wang, 1993] Gupta M. et Wang K.K. (1993). Fiber orientation and mechanical properties of short fibre reinforced injection moulding composites : simulated and experimental results. Polymer Composite, Vol. 14, pp. 367-382.
- [Hallett et al., 2009] Hallett S.R., Green B.G., Jiang W.G. et Wisnom M.R. (2009). An experimental and numerical investigation into the damage mechanisms in notched composites. Composites : Part A, Vol. 40, pp. 613-624.
- [Hand, 1962] Hand G.L. (1962). A theory of anisotropic fluids. Journal of Fluid Mechanics, Vol. 13, pp. 33-46.
- [Hart-Smith, 1978] Hart-Smith L.J. (1978). Mechanically-fastened joints for advanced composites - phenomenological considerations and simple analysis. Douglas Paper 6748, pp. 1-32.
- [Hart-Smith, 1986] Hart-Smith L.J. (1986). Design and analysis of bolted and riveted joints in fibrous composite structures. Douglas Paper 7739, pp. 1-15.
- [Hermans, 1946] Hermans P.H. (1946). Contribution to the physics of cellulose fibers, Elsevier.
- [Hill, 1950] Hill R. (1950). The Mathematical Theory of Plasticity. Oxford University Press, Londres.
- [Hill, 1963] Hill R. (1963). Elastic properties of reinforced solids: some theoretical principles, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 11, pp. 357-372.
- [Hochard et al., 2007] Hochard Ch., Lahellec N., et Bordreuil C. (2007). A ply scale non-local fiber rupture criterion for CFRP woven ply laminated structures. Composite Structures, Vol. 80, pp. 321-326.

- [Ho-Cheng et Dharan, 1990] Ho-Cheng, H. et Dharan C.K.H. (1990). Delamination during drilling in composite laminates. ASME Transaction. International Journal of Engineering and Industries, Vol. 112, pp. 236-239.
- [Hodgkinson et al., 1986] Hodgkinson J.M., de Beer D.L. et Matthews F.L. (1986). The strength of bolted joints in Kevlar RP. ESA SP-243, pp. 53-61.
- [Horst et Spoomaker, 1990] Horst J.J. et Spoomaker J.L. (1997). Fatigue fracture mechanism and fractography of short glass fiber reinforced polyamide 6. Journal of Material Science, Vol. 32, pp. 3641- 3651.
- [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. PhD thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Karger-Koicisis, 1989] Karger-Koicisis J. (1989). Microstructure and fracture mechanical performance of short-fibre reinforced thermoplastics. Applications of Fracture Mechanics to Composite Materials, Vol. 6, Part IIB, pp. 189-247.
- [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.
- [Kelly et Tyson, 1965a] Kelly A. et Tyson W.R. (1965). Tensile properties of fibre-reinforced metals : copper/tungsten and copper/molybdenum. Journal. Mech. Phys. Solids, Vol. 13(3-4), pp. 329-350.
- [Kelly et Tyson, 1965b] Kelly A. et Tyson W.R. (1965). Tensile properties of fibre-reinforced metals. Journal. Mech. Phys. Solids, Vol. 13(6), pp. 329-338.
- [Kinloch, 1987] Kinloch A.J. (1987). Adhesion and Adhesives. Chapman and Hall.
- [Kretsis et Matthews, 1985] Kretsis G. et Matthews F.L. (1985). The strength of bolted joints in glass fibre/epoxy laminates. Composites, Vol. 16, pp. 92-105.
- [Kweon et al., 2007] Kweon J.H., Shin S.Y. et Choi J.H. (2007). A two-dimensional progressive failure analysis of pinned joints in unidirectional-fabric laminated composites. Journal of composite materials, Vol. 41(17), pp. 2083-2104.
- [Langella et Durante, 2008] Langella A. et Durante M. (2008). Comparison of tensile strength of composite material elements with drilled and molded-in holes. Applied Composite Materials, Vol. 15, pp. 227-239.
- [Laroze et Barran, 1983] Laroze S. et Barran J.J. (1983). Mécanique des structures. Tome 4: Calcul des structures en matériaux composites. Eyrolles, Masson.
- [Launay, 2011] Launay A. (2011). Thermoplastiques renforcés en fibres de verre courtes : Comportement cyclique, fatigue et durée de vie. PhD thèse, Ecole Polytechnique.

- [Lee et Soutis, 2008] Lee J. et Soutis C. (2008). Measuring the notched compressive strength of composite laminates : Specimen size effects. *Composites Science and Technology*, Vol. 68, pp. 2359-2366.
- [Leguillon et Sanchez-Palancia, 1987] Leguillon D. et Sanchez-Palancia E. (1987). *Computation of singular solutions in elliptic problems and elasticity*. Masson.
- [Lekhnitskii et al., 1968] Lekhnitskii S. G. (1968). *Anisotropic plates*. Translated from the 2nd Russian edition by Tsai S.W. and Cheron T., Gordon, Beach Science Publishers Inc. N4.
- [Lemaître et Chaboche, 1985] Lemaître J. et Chaboche J.L. (1985). *Mécanique des matériaux solides*. Dunod.
- [Lemaître et Chaboche, 2004] Lemaître J. et Chaboche J.L. (2004). *Mécanique des matériaux solides*. 2<sup>ème</sup> édition, Dunod.
- [Leroy, 2011] Leroy, M. (2011). *Conception et assemblage multi-matériaux*. PhD thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Leterrier, 1991] Leterrier Y. (1991). *Evolution rhéologique et structurale d'un composite polypropylène/fibres de verre lors de son estampage*. PhD thèse, 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*, Vol. 29, pp. 63-70.
- [Lin et al., 1995] Lin H.J., Tsai C.C. et Shie J.S. (1995). Failure analysis of woven-fabric composites with moulded-in holes. *Composites Science and Technology*, Vol. 55, pp. 231-239.
- [Lyons, 1998] Lyons J.S. (1998). Time and temperature effects on the mechanical properties of glass-filled amide-based thermoplastics. *Polymer Testing*, Vol. 17(4), pp. 237-245.
- [Mario, 2007] Mario O. (2007). *Etude du vieillissement des assemblages structuraux acier/aluminium : influence de l'environnement sur le dimensionnement*. PhD thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Matthews et al., 1982] Matthews F.L., Kilty P.F. et Godwin E.W. (1982). Load-carrying joints in fibre reinforced plastics. *Plastic and rubber process and applications*, Vol. 2, pp. 19-25.
- [Mc Bain et Hopkins, 1925] Mc Bain J.W. et Hopkins D.G. (1925). Adhesives and adhesive action. *Journal of Physical Chemistry*, Vol. 29(2), pp. 188-204.
- [McGee et McCullough, 1984] McGee S.H. et McCullough R.L. (1984). Characterization of fiber orientation in short-fiber composites. *Journal of Applied Physics*, Vol. 55(5), pp. 1394-1403.
- [Megally, 2005] Megally A. (2005). *Modélisation de l'orientation de fibres*. PhD thèse, Ecole des Mines de Paris.

- [Mendoza, 2005] Mendoza R. (2005). Morphologies induites dans les pièces en polyoléfine moulées par injection. PhD thèse, ENSAM de Paris.
- [Miot et al., 2010] Miot S., Hochard Ch., et Lahellec N. (2010). A non-local criterion for modeling unbalanced woven ply laminates with stress concentrations. *Composite Structures*, Vol. 92, pp. 1574-1580.
- [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.
- [Motosh, 1976] Bickford J.H. (1990). Introduction to the design and behavior of bolted joints. Marcel Dekker.
- [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.
- [Mura, 1991] Mura T. (1991). *Micromechanics of Defects in Solids*, 2nd rev. ed., Kluwer Academic Publishers.
- [Murat Arslan, 2005] Murat Arslan H. (2005). Effect of anisotropy on laminated composite plates containing circular holes. *Indian journal of engineering & Material sciences*, Vol. 12, pp. 207-213.
- [Nakai et al., 2001] Nakai A., Ohki T., Takeda N. et Hamada H. (2001). Mechanical properties and micro-fracture behaviors of flat braided composites with a circular hole. *Composite Structures*, Vol. 52, pp. 315-322.
- [Nelson et al., 1983] Nelson W.D., Bunin B.L. et Hart-Smith L.J. (1983). Critical joints in large composite aircraft structure. NASA Contractor report 3710, Scientific and technical information branch.
- [Nemat-Nasser et Hori, 1999] Nemat-Nasser S. et Hori M., *Micromechanics : Overall Properties of Heterogeneous Materials*, 2nd rev. ed., Elsevier Science B.V.
- [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.
- [Nimдум, 2009] Nimдум P. (2009). Dimensionnement en fatigue des structures ferroviaires en composites épais. PhD thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [O'Connell et Duckett, 1991] O'Connell P.A. et Duckett R.A. (1991). Measurement of fiber orientation in short fiber reinforced thermoplastics. *Composite Science and Technology*, Vol. 42(4), pp. 329-347.
- [O'Higgins et al., 2008] O'Higgins R.M., McCarthy M.A. et McCarthy C.T. (2008) Comparison of open hole tension characteristics of high strength glass and carbon fibre-reinforced composite materials. *Composites Science and Technology*, Vol. 68, pp. 2770-2778.
- [Patamaprohm et al., 2016] Patamaprohm B. et al. (2016). Study of adhesive joints under static and fatigue loading. *Revue des composites et des matériaux avancés*, Vol. 26 (1), pp. 63-86.

- [Phongphinitana, 2014] Phongphinitana E. (2014). Assemblages composites-polymères après traitement par plasma atmosphérique du composite, caractérisation mécanique et modélisation. PhD thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Piggot, 1980] Piggot M.R. (2006). Load bearing fibre composites. Pergamon Press, Oxford.
- [Portanova, 1995] Portanova M.A. (1995). Standard methods for bolt-bearing testing of textile composites. NASA CR 198266.
- [Puffer et Sebanda, 1967] Puffer R. et Šebenda J. (1967). On the structure and properties of polyamides. XXVII. the mechanism of water absorption in polyamides. Journal of Polymer Science Part C : Polymer Symposia, Vol. 16 (1), pp.79–93.
- [Ranganathan et Advani, 1993] Ranganathan S. et Advani S.G. (1993). A simultaneous solution for flow and fiber orientation in axisymmetric, diverging radial flow. Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics, Vol. 47, pp. 107-136.
- [Redjeb, 2007] Redjeb A. (2007). Mécanique numérique simulation numérique de l'orientation de fibres en injection de thermoplastique renforcé. PhD thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Renard, 2005] Renard, J. (2005). Elaboration, microstructure et comportement des matériaux composites à matrice polymère. Lavoisier.
- [Reuss, 1929] Reuss A. (1929). Berechnung des Fließgrense von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle. Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik, Vol. 9, pp. 49-58.
- [Riccio, 2005] Riccio A. (2005). Effects of geometrical and material features on damage onset and propagation in single-lap bolted composite joints under tensile load : Part II – Numerical studies. Journal of composite materials, Vol. 39(23), pp. 2091-2112.
- [Rösch, 1995] Rösch J. (1995). Modeling the mechanical properties in polypropylene/polyamide-6 blends with core shell morphology. Polymer engineering and science, Vol. 35(24), pp. 1917-1922.
- [Roulin-Moloney, 1989] Roulin-Moloney A.C. (1989). Scanning Electron Microscopy. Fractography and Failure mechanisms of Polymers and Composites, Elsevier Applied Sc. Publishers LTD, London, Chap.2, pp. 43-86.
- [Ryu et al., 2007] Ryu C.O., Choi J.H., et Kweon J.H. (2007). Failure load prediction of composite joints using linear analysis. Journal of Composite Materials, Vol. 41(7), pp 865-878.
- [Sadat et al., 1990] Sadat A.B., Chan W.S. et Wang B.B. (1990). Delamination of carbon/epoxy laminate during drilling operation. Composite Material Technology, ASME PD, Vol. 32, pp. 85-88.
- [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. PhD thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

- [Schindel-Bidinelli, 1992] Schindel-Bidinelli E.H. (1992). Pratique du collage industriel. Lavoisier Tec & Doc.
- [Singh et Kamal, 1989] Singh P. et Kamal M.R. (1989). The effect of processing variables on microstructure of injection molded short fiber reinforced polypropylene composites. *Polymer Composites*, Vol. 10, pp. 344-351.
- [Soutis et Filiou, 1998] Soutis C. et Filiou C. (1998). Stress distributions around holes in composite laminates subjected to biaxial loading. *Applied composite materials*, Vol. 5, pp. 365-378.
- [Tadmor, 1974] Tadmor Z. (1974). Molecular orientation in injection molding. *Journal of Applied Polymer Science*, Vol. 18, pp. 1753-1772.
- [Tan, 1988] Tan S.C. (1988). Effective stress fracture models for unnotched and notched multidirectional laminates. *Journal of Composite Materials*, Vol. 22, pp. 322-340.
- [Tang et Altan, 1995] Tang L. et Altan M.C. (1995). Entry flow of the fibre suspensions in a straight channel. *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, Vol. 56, pp. 183-216.
- [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.
- [Tragangoon et al., 2017] Tragangoon A., Patamaprom B., Renard J., Gantchenko V. et Cerrillo X. (2017). Non-localized failure criterion for composite structures containing an open-hole and a bolted joint with clamping force using characteristic volume approach. *Revue des composites et des matériaux avancés*, Vol. 27(2).
- [Trevelyan et Mason, 1951] Trevelyan B.J. et Mason S.G. (1951). Particule motions in sheared suspensions : I. rotations. *Journal of Colloid Science*, Vol. 6, pp. 354-367.
- [Tucker et Folgar, 1983] Tucker III C.L. et Folgar F. (1983). A model of compression mold filling. *Polymer Engineering and Science*, Vol. 23, pp. 69-73.
- [Valersteinas, 1998] Valersteinas P. (1998). Projet Mosaïc : structure automobile en composites et aluminium. *Techniques de l'ingénieur*, vol. AM6, N° AM5605, pp. AM5605.1-AM5605.13.
- [Verdu, 1985] Verdu J. (1985). Action de l'eau. *Techniques de l'ingénieur*, N° A3165, pp. 6.
- [Verleye, 1995] Verleye V. (1995). Simulation Numérique de l'orientation de fibres en moulage par injection de pièces complexes en matériaux composite. PhD thèse, Université de Catholique de Louvain.
- [Vincent et Agassant, 1986] Vincent M. et Agassant J.F. (1986). Experimental study and calculations of short glass fiber orientation in a center gated molded disc. *Polymer Composites*, Vol. 7, pp. 76-83.
- [Vincent et al., 1988] Vincent M., Germain Y. et Agassant J.F. (1988). Numerical and experimental study of the fiber motion in reinforced thermoplastic flows. *Rheology Acta*, Vol. 26, pp. 144.
- [Vincent, 1984] Vincent M. (1984). Etude de l'orientation des fibres de verre courtes lors de la mise en œuvre de thermoplastiques charges. PhD thèse, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.

- [Voigt, 1889] Voigt W. (1889). Über die Beziehung zwischen den beiden lastizitätskonstanten isotroper Körper. *Wied. Ann*, Vol. 38, pp. 573.
- [Voigt, 1910] Voigt W. (1910). *Lehrbuch der krisallphysik*. Teubner, Berlin.
- [Voloshin et al., 1980] Voloshin A. et Arcan M. (1980). Pure shear moduli determination in fibre reinforced materials. *Fibre Science and Technology*, Vol. 13(2), pp. 125-134.
- [Voloshin et al., 1984] Voloshin A. et Arcan M. (1984). Failure of unidirectional fiber reinforced materials – new methodology and results. *Experimental Mechanics*, Vol. 20(3), pp. 280-284.
- [Wakashima et al., 1974] Wakashima K., Otsuka M. et Umekawa S. (1974). Thermal expansions of heterogeneous solids containing aligned ellipsoidal inclusions. *Journal of Composite Materials*, Vol. 8, pp. 391-404.
- [Wang, 2004] Wang J., Callus P.J. et Bannister M.K. (2004). Experimental and numerical investigation of the tension and compression strength of un-notched and notched quasi-isotropic laminates. *Composite Structures*, Vol. 64, pp. 297-306.
- [Whitney et Nuismer, 1974] Whitney J.M., et Nuismer R.J. (1974). Stress fracture criteria for laminated composites containing stress concentrations. *Journal of Composite Materials*, Vol. 8, pp. 253-265.
- [Whitworth et al., 2008] Whitworth H.A., Aluko O. et Tomlinson N.A. (2008). Application of the points tress criterion to the failure of composite pinned joints. *Engineering fracture mechanics*, Vol. 75, pp. 1829-1839.
- [Willis, 1977] Willis J.R. (1977). Bounds and self-consistent estimates for the overall moduli of anisotropic composites. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 28, pp. 185-202.
- [Wu et Sun, 1998] Wu P.S. et Sun C.T. (1998). Modeling bearing failure initiation in pin-contact of composite laminates. *Mechanics of Materials*, Vol. 29, pp. 325-335.
- [Wu, 2009] Wu Z. (2009). Three-dimensional exact modeling of geometric and mechanical properties of woven composites. *Acta Mechanica Solida Sinica*, Vol. 22, pp.479-486.
- [Zheng et al., 2010] Zheng Y., Chang-Boo Kim., Hyeon Gyu Beom. et Chongdu Cho. (2010). The stress and strain concentrations of out-of-plane bending plate containing a circular hole. *International journal of mechanical sciences*, Vol. 52, pp. 836-846.







## Résumé

Pour alléger les véhicules, des structures multi-matériaux utilisant des matériaux composites sont envisagées par les industriels automobiles. Les liaisons sont les points faibles de ces structures. Dans ce travail de thèse, le boulonnage, la fixation par insert et le collage utilisés dans l'assise d'un siège automobile en métal/composite ont été étudiés. Les pièces envisagées de l'assise ont été réalisées en composite tissé (verre/PA6) et en composite injecté (verre/PA66). Y compris pour les films adhésifs, les lois de comportement ont été établies à partir d'essais expérimentaux. Pour les pièces munies d'un trou et pour la liaison boulonnée, le volume critique déterminant la rupture du composite tissé a été utilisé dans les calculs numériques. Dans le cas du collage, la distance critique déterminant la rupture de l'adhésif a aussi été considérée. Des éprouvettes de simple recouvrement et des triangles collés soumis à la torsion ont été testés et simulés. Pour la rupture d'une pièce en composite injecté à fibres courtes, la résistance mécanique du matériau a été évaluée en fonction de l'orientation locale des fibres. Une bielle en composite injecté a été testée et calculée. Les lois de comportement et les méthodes de prédiction de rupture établies ont été utilisées dans le calcul numérique du siège soumis à l'essai de choc.

## Mots Clés

Structure multi-matériaux, métal-composite verre/polyamide, mécanismes d'endommagement, distance (volume) critique, boulonnage, collage, fixation par insert, simulation numérique.

## Abstract

To reduce the weight of vehicles, the multi-material structures with composite materials have been used in the automotive industries. However, the joints are considered as the weakest parts of the structure. In this work, the joining methods used for metal/ composite automotive seat, including a mechanical joint, a threaded insert and an adhesive joint, have been studied. The components of the seat under consideration were made of woven composite (glass/PA6) and short fiber composite (glass/PA66). The mechanical behaviors of the studied materials, including adhesives, have been modeled based on the experimental results. For parts containing an open-hole and for mechanical joints, the characteristic volume has been used to determine the failure of woven composite. In the case of adhesive joints, the characteristic length has been used to determine the failure. Single lap shear tests and the torsion tests on a bonded structure were conducted and simulated. For the failure of short fiber composite structure, the material strength has been evaluated as a function of local fiber orientation. The tensile tests on the short fiber composite connecting rod were conducted and simulated. Finally, the proposed constitutive laws and failure prediction methods were applied for the simulation of the automotive seat under crash test condition.

## Keywords

Multi-materials structure, metal-glass/polyamide composite, damage mechanics, characteristic distance (volume), bolted joint, adhesive joint, threaded insert, numerical simulation.