



**HAL**  
open science

# Utilisation de la technique de corrélation d'images pour l'étude des effets de bord dans les composites stratifiés

Pauline Grosbras

► **To cite this version:**

Pauline Grosbras. Utilisation de la technique de corrélation d'images pour l'étude des effets de bord dans les composites stratifiés. Autre. Ecole Centrale de Lille, 2009. Français. NNT : 2009ECLI0018 . tel-00578834

**HAL Id: tel-00578834**

**<https://theses.hal.science/tel-00578834>**

Submitted on 22 Mar 2011

**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.

N° d'ordre : 110

**ECOLE CENTRALE DE LILLE**

**THESE**

présentée en vue  
d'obtenir le grade de

**DOCTEUR**

en

Spécialité : Mécanique

par

**Pauline LECOMTE - GROSBRAS**

**DOCTORAT DELIVRE PAR L'ECOLE CENTRALE DE LILLE**

Titre de la thèse :

Utilisation de la technique de corrélation d'images pour l'étude des effets de bord dans les composites stratifiés

Soutenue le 25 novembre 2009 devant le jury d'examen :

<b>Président</b>	Marie-Christine Lafarie, Professeur, LMPM-ENSMA, Poitiers
<b>Rapporteur</b>	Catherine Gardin, Professeur, LMPM-ENSMA, Poitiers
<b>Rapporteur</b>	François Hild, Directeur de Recherches, LMT Cachan
<b>Membre</b>	Michel Grédiac, Professeur, LaMI-IFMA, Clermont Ferrand
<b>Membre</b>	Suzanne Degallaix, Professeur Emerite, LML, Ecole Centrale de Lille
<b>Membre</b>	Bernard Paluch, Ingénieur de Recherches, ONERA-Lille
<b>Directeur de thèse</b>	Mathias Brieu, Professeur, LML, Ecole Centrale de Lille
<b>Co-directeur de thèse</b>	Géry de Saxcé, Professeur, LML, Université Lille 1

Thèse préparée à l'ONERA-Lille (DADS-CRD)  
en collaboration avec le Laboratoire de Mécanique de Lille (UMR CNRS 8107)

Ecole Doctorale SPI 072 (Lille I, Lille III, Artois, ULCO, UVHC, EC Lille)



## REMERCIEMENTS

*Les recherches présentées dans cette thèse de doctorat ont été menées à l'Onera Centre de Lille dans l'unité de recherche de Conception et de Résistance Dynamique du département d'Aéroélasticité et de Dynamique des Structures en collaboration avec l'Ecole Centrale de Lille et le Laboratoire de Mécanique de Lille.*

*A cette occasion je tiens à remercier l'ONERA et la région Nord Pas-de-Calais pour avoir financé ces travaux de recherche, me permettant ainsi de travailler dans de bonnes conditions. Je remercie également l'ONERA-Lille et son directeur Monsieur Pascal Geoffroy, le Département d'Aéroélasticité et Dynamique des Structures et son Directeur Monsieur Jean-Pierre Grisval, et l'unité Conception et Résistance Dynamique et son directeur Eric Deletombe pour m'avoir accueillie.*

*Je tiens à remercier les membres du jury pour l'intérêt qu'ils ont porté à ce travail, Madame Marie-Christine Lafarie pour avoir accepté de présider ce jury, Madame Catherine Gardin et Monsieur François Hild, pour m'avoir fait l'honneur de bien vouloir être rapporteurs, ainsi que Monsieur Michel Grédiac, pour avoir accepté d'examiner mon travail.*

*Je remercie chaleureusement mon directeur Mathias Brieu, pour la confiance qu'il m'a accordée en acceptant d'encadrer ce travail doctoral, pour sa disponibilité, ses précieux conseils et le soutien qu'il m'a apporté. Merci également à Géry de Saxcé pour avoir co-dirigé mon travail et pour les nombreux conseils qu'il m'a donné. Je tiens à exprimer toute ma gratitude à mon encadrant de l'ONERA, Bernard Paluch, pour m'avoir guidée et accompagnée pendant ces trois années, pour le temps qu'il m'a consacré chaque fois que j'en ai eu besoin. Je lui suis reconnaissante pour m'avoir fait profiter de son expérience et de son intuition. J'aimerais également remercier Suzanne Degallaix, pour l'intérêt qu'elle a porté à mon travail, pour les nombreuses discussions que nous avons eues qui m'ont permis d'avancer dans l'analyse des résultats.*

*J'adresse par ailleurs mes remerciements à toutes les personnes qui ont participé et collaboré à ces travaux : Laurent pour son aide et ses conseils concernant les techniques expérimentales ; les membres de l'atelier composite, Patrice, Daniel et Didier, pour leur aide pour la fabrication des éprouvettes ; Jacky, Jean-Michel et Alain, pour l'aide pour les essais mécaniques et les mesures de champs ; Didier pour les calculs numériques ; tous mes collègues de l'Onera, personnels administratif, informatique ou scientifique pour l'aide qu'ils m'ont apporté à un moment ou à un autre et pour l'ambiance amicale qu'ils font régner au centre de Lille ainsi que tous mes collègues et amis de l'Equipe Mécanique et Matériaux de l'Ecole Centrale de Lille.*

*Enfin, ces dernières lignes sont destinées à mes parents, mes frères et sœurs, ma belle famille, et mon mari Maxime que je voudrais remercier pour m'avoir soutenue et encouragée.*



# SOMMAIRE

<b>INTRODUCTION</b>	<b>5</b>
<b>CHAPITRE I : EFFETS DE BORD ET DELAMINAGE DANS LES MATERIAUX COMPOSITES</b>	<b>9</b>
1.1. Généralités sur le délaminage dans les composites stratifiés	10
1.1.1 Définitions et terminologies	10
1.1.2 Principaux facteurs influençant le délaminage et les effets de bord	11
1.2. Rappels sur la théorie classique des stratifiés au premier ordre	17
1.2.1 Comportement élastique d'un matériau homogène anisotrope	17
1.2.2 Théorie classique des stratifiés	21
1.3. Mise en évidence du problème du bord libre	23
1.4. Conclusion	27
<b>CHAPITRE II : MATERIAUX ETUDIÉS</b>	<b>29</b>
2.1. Constituants des différents matériaux	30
2.2. Elaboration des éprouvettes	31
2.3. Propriétés mécaniques	33
2.3.1 Caractérisation des propriétés macroscopiques d'un pli	33
2.3.2 Caractérisation de matériau G947 / M18	36
2.3.4 Synthèse des propriétés mécaniques	38
2.4. Observation de la microstructure au microscope optique	39
2.5. Conclusion	47

<b>CHAPITRE III : ANALYSE DES EFFETS DE BORD PAR CALCULS PAR ELEMENTS FINIS</b>	<b>49</b>
3.1. Modélisation par éléments finis	50
3.2. Comparaison avec des données bibliographiques	53
3.3. Modélisation d'éprouvettes droites avec interfaces parfaites	57
3.3.1 Séquence d'empilement à plis croisés $[(0/90)_2]_s$	58
3.3.2 Séquence d'empilement à plis alternés $[(\theta/-\theta)_2]_s$	59
3.3.3 Variation des champs mesurés en fonction de la face observée	66
3.4. Modélisation d'éprouvettes droites avec interphases	68
3.5. Modélisation d'éprouvettes avec sauts de plis	73
3.5.1 Séquence unidirectionnelle à $0^\circ$ avec sauts de plis	74
3.5.2 Séquence $[(15/-15)_2]_s$ avec sauts de plis	79
3.6. Conclusion	84
<b>CHAPITRE IV : DEFINITION DU PROTOCOLE EXPERIMENTAL</b>	<b>87</b>
4.1. Choix d'une technique de mesure de champs	88
4.1.1 Position du problème expérimental	88
4.1.2 Les techniques interférométriques	90
4.1.3 Les techniques d'analyse d'images	93
4.1.4 Etude comparative	96
4.2. Dispositifs expérimentaux	97
4.2.1 Nature des essais mécaniques	97
4.2.2 Montage optique	98
4.2.3 Préparation des éprouvettes	100
4.3. La technique de corrélation d'images	102
4.3.1 Principe de la technique de corrélation d'images	102
4.3.2 Estimation des incertitudes de mesure	104
4.3.3 Choix des paramètres de corrélation « optimaux »	110
4.3.4 Artefacts de mesure dus au repositionnement de la caméra	114
4.4. Conclusion	117

<b>CHAPITRE V : MESURE EXPERIMENTALE DES EFFETS DE BORD</b>	<b>119</b>
5.1. Traction sur éprouvettes planes à plis unidirectionnels CTS / 920 de séquence [(15/-15) <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	120
5.1.1 Description de l'essai et comportement macroscopique	120
5.1.2 Mesure des déplacements par corrélation d'images	122
5.1.3 Analyse des champs de déformations	129
5.1.4 Influence de l'épaisseur de l'interphase sur les effets de bord	133
5.1.5 Mise en évidence d'endommagement localisé aux interphases	134
5.2. Traction sur éprouvettes planes à fibres Haut Module M55J / M18 de séquence [(15/-15) <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	143
5.2.1 Comportement macroscopique	143
5.2.2 Comparaison avec les résultats obtenus sur le CTS / 920	145
5.3. Traction sur éprouvettes planes à plis quasi-unidirectionnels G947 / M18 de séquence [(15/-15) <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	147
5.3.1 Comportement macroscopique	147
5.3.2 Observation de zones à interphase fine	148
5.3.3 Influence de la microstructure sur l'amplitude des pics de déformation	151
5.4. Traction sur éprouvettes stratifiées avec sauts de plis de séquence [0] <sub>16</sub> et [(15 <sub>2</sub> /-15 <sub>2</sub> ) <sub>2</sub> ] <sub>s</sub>	154
5.4.1 Fabrication des éprouvettes	154
5.4.2 Eprouvettes de séquence [0] <sub>16</sub> avec sauts de plis	156
5.4.3 Eprouvettes de séquence [(15/-15) <sub>2</sub> ] <sub>s</sub> avec sauts de plis	160
5.5. Conclusion	163
<b>CONCLUSION GENERALE ET PERSPECTIVES</b>	<b>165</b>
<b>REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES</b>	<b>169</b>



# INTRODUCTION

L'utilisation des matériaux composites s'est généralisée à la plupart des domaines industriels en raison de leurs excellentes propriétés mécaniques associées à leur faible masse volumique. Ils présentent par ailleurs de nombreux autres avantages, tels qu'une faible sensibilité à la corrosion, et permettent la réalisation de formes complexes tout en réduisant le nombre d'éléments de fixation qui sont souvent à l'origine des problèmes de résistance dans les structures. C'est pour cette raison que leur utilisation s'est d'abord développée dans les industries aéronautiques et aérospatiales. Après une phase d'utilisation sur des pièces de structures faiblement chargées, celle-ci s'est rapidement étendue aux structures primaires, par exemple, le caisson central de l'A380. Leur utilisation s'étend maintenant à des domaines très variés, tels que les transports terrestres (automobile, ferroviaire), maritimes, ou encore les articles de sport. Il existe une multitude de matériaux composites, naturels ou créés par l'homme. Ils sont classés en différentes familles selon le type de renforts (particules, fibres courtes, fibres longues...) et le type de matrice (métallique, polymère, céramique). L'étude présentée ici concerne le cas de stratifiés à plis unidirectionnels constitués de fibres de carbone et de résine époxyde, trouvant de nombreuses applications dans les structures à hautes performances mécaniques.

La conception et le dimensionnement de ces structures sont maintenant globalement maîtrisés grâce à l'emploi de la théorie classique des stratifiés [Don62]. Cependant, les effets locaux, tels que les problèmes de délaminage près des bords libres ou des jonctions posent encore de nombreuses difficultés, qui en limitent parfois l'utilisation. La prédiction du mode de rupture constitue une des questions de base pour la conception des structures en matériaux composites. Pourtant, il est quelquefois difficile d'y répondre en raison de la complexité de leur comportement due aux différentes échelles d'hétérogénéité. Il a depuis longtemps été démontré qu'il existe, dans les stratifiés, des contraintes interlaminaires engendrées par les différences entre les propriétés élastiques des plis adjacents [Her81]. Au voisinage des bords libres ces dernières donnent naissance, aux interfaces entre les plis, à des états de contraintes

tridimensionnelles dont les niveaux peuvent être très importants, et qui constituent autant de sources potentielles de délaminage [Her89a].

Ces états de contraintes ne peuvent pas être prédits par la théorie classique des stratifiés, et certaines séquences d'empilement engendrent plus facilement du délaminage que d'autres [Pag71]. Une meilleure compréhension des effets de bord est aujourd'hui encore un enjeu pour la conception des structures composites. Durant les dernières décennies, de nombreux auteurs se sont penchés sur la prédiction et la quantification de ces effets de bord. Leurs études ont été amorcées par les travaux précurseurs de [Pip70], suivis par de nombreuses modélisations, tant analytiques que numériques, pour prédire ces phénomènes ([Pag78], [Wan78], [Her81], [Eng81], [Wan82], [Her89], [Red04], [Mit05], [Nos07]...). En parallèle, de nombreuses études expérimentales se sont par exemple basées sur l'utilisation de l'émission acoustique pour détecter l'amorçage du délaminage ([Kim84], [Sch94], [Lor03]), ou sur les techniques de mesure de champs cinématiques [Gre04] telles que l'interférométrie de moiré par exemple ([Pip71], [Cza83], [Her85]), pour mesurer les gradients de déplacements et de déformations sur les bords libres. Le travail effectué dans le cadre de cette thèse s'inscrit dans la continuité de ces travaux.

Un des objectifs de ce travail était, dans un premier temps, d'étudier expérimentalement les effets de bord dans les composites stratifiés, afin de mieux comprendre les mécanismes qui sont à l'origine du délaminage dans les structures composites. Il s'agissait également, en raison des avantages liés à l'utilisation de la technique de corrélation d'images, de mesurer les champs de déplacements et de déformations sur le bord libre d'éprouvettes stratifiées soumises à un chargement de traction uniaxiale. Les effets de bord étant des phénomènes confinés au voisinage des interfaces interlaminaires, il est probable qu'ils soient influencés par la microstructure locale de l'interface. Nous avons donc également cherché à mettre en évidence l'influence de la microstructure du matériau sur les effets de bord. L'originalité de ce travail expérimental réside dans l'utilisation de la technique de corrélation d'images, à l'échelle des plis, en gardant la microstructure visible tout au long des essais, afin de pouvoir la mettre en relation avec les champs mesurés.

En outre, dans les structures réelles, il n'existe pas d'autre solution (par rapport aux matériaux métalliques) que d'arrêter localement des plis pour obtenir une variation d'épaisseur dans la structure. Ces « sauts de plis » constituent aussi des zones problématiques propices à l'amorçage du délaminage. Afin d'observer l'influence de ces discontinuités sur les répartitions des contraintes de bord libre, des mesures de champs ont également été effectuées

sur des éprouvettes avec sauts de plis, de manière à mieux comprendre les phénomènes qui apparaissent dans ces zones, et à mettre en évidence l'influence de la discontinuité géométrique sur les effets de bord libre.

Après un bref rappel sur les matériaux composites stratifiés et la théorie classique du premier ordre, on présentera dans le premier chapitre, les mécanismes qui sont à l'origine des effets de bord, ainsi qu'une synthèse bibliographique des principaux résultats relatifs aux effets de bord.

Le chapitre II présentera les matériaux étudiés, leurs caractéristiques mécaniques ainsi que leur microstructure. Ils ont été sélectionnés de façon à mettre en évidence l'influence de leurs propriétés mécaniques et de leur microstructure sur les champs de déformations mesurés. Ils permettront aussi de montrer que la méthode de mesure de champ peut être utilisée sur différents types de matériaux, et qu'elle donne des résultats répétables (pour un même matériau) et analogues (lorsque les matériaux sont différents).

Le chapitre III décrira la démarche et les hypothèses adoptées pour les calculs par éléments finis qui ont été effectués afin de choisir les configurations à tester expérimentalement et d'estimer l'amplitude des champs qui pourront être mesurés. Une séquence d'empilement « optimale » a ainsi été sélectionnée, c'est-à-dire celle pour laquelle les champs de déplacements sont les plus importants, de manière à pouvoir les mesurer en minimisant l'influence des autres phénomènes, notamment le bruit lié à la mesure. Les champs de déplacements et de déformations risquant d'être influencés par l'épaisseur de résine entre les plis, des calculs complémentaires, avec prise en compte de différentes épaisseurs d'interphase, ont été effectués afin de fournir une base à l'interprétation des résultats expérimentaux. Enfin, des calculs sur éprouvettes avec sauts de plis ont également été réalisés pour prédire l'amplitude des champs susceptibles d'être mesurés et d'être capable de les interpréter.

Le chapitre IV est consacré à la méthode de mesure adoptée. On y décrira le protocole expérimental ainsi que l'étude comparative des différentes techniques de mesures de champs existantes. Nous avons ainsi sélectionné la technique de corrélation d'images, dont les principes seront décrits. Une attention particulière a été portée au choix des paramètres de corrélation permettant de minimiser l'influence des incertitudes de mesure et de garder une résolution spatiale suffisante pour mettre en évidence les gradients locaux.

Le chapitre V présentera la synthèse et l'analyse de l'ensemble des résultats expérimentaux. Les champs de déplacements et de déformations mesurés sur la tranche

d'éprouvettes planes, de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  à plis unidirectionnels, ont été analysés et comparés à ceux calculés par éléments finis. En parallèle, des examens micrographiques ont été effectués afin de comprendre les mécanismes d'endommagement aux interfaces interlaminaires. Les résultats obtenus sur des stratifiés en composite à fibres de carbone Haute Résistance ont été comparés à ceux obtenus sur des stratifiés à fibres Haut Module, de manière à analyser l'influence des propriétés mécaniques sur l'amplitude des concentrations de déformations interlaminaires. Ces résultats ont également été comparés à ceux obtenus sur des éprouvettes constituées de plis quasi-unidirectionnels, dans lesquelles la géométrie de l'interface interlaminaire est différente. D'autre part, des résultats obtenus sur des éprouvettes de séquence  $[0]_{16}$  et  $[(15_2/-15_2)_2]_s$  avec sauts de plis seront exposés pour montrer l'influence d'une discontinuité géométrique sur les effets de bord.

Enfin, la conclusion générale résumera les principaux résultats obtenus et les perspectives.

# CHAPITRE I

## EFFETS DE BORD ET DELAMINAGE DANS LES MATERIAUX COMPOSITES

L'utilisation des matériaux composites s'est généralisée à la plupart des domaines industriels, et la conception et le dimensionnement des structures composites sont globalement maîtrisés et intégrés dans de nombreux codes de calculs grâce à la théorie classique des stratifiés [Don62]. Cependant, les problèmes de rupture par délaminage près des bords libres et des jonctions posent encore de nombreuses difficultés, qui en limitent parfois l'utilisation. Il a depuis longtemps été démontré qu'il existe dans les stratifiés des contraintes interlaminaires engendrées par les différences de propriétés élastiques entre plis adjacents. Au voisinage des bords libres, ces dernières donnent naissance à des états de contraintes tridimensionnelles qui constituent autant de sources potentielles de délaminage qui ne peuvent pas être prédits par la théorie classique des stratifiés qui fait l'hypothèse d'un état de contraintes planes.

Ce chapitre a pour objectif de décrire de façon générale les phénomènes à l'origine du délaminage en bord libre des structures stratifiées. Dans une première partie, une synthèse bibliographique permettra d'identifier les principaux facteurs qui influencent le délaminage et les effets de bord. On présentera ensuite la théorie classique des stratifiés, qui permet de connaître le comportement macroscopique de la structure loin des bords. Enfin, on mettra en évidence le problème du bord libre et l'origine de l'état de contraintes tridimensionnelles que l'on y observe.

## 1.1. Généralités sur le délaminage dans les composites stratifiés

### 1.1.1. Définitions et terminologie

Un stratifié est constitué d'un empilement de différents plis. Dans les stratifiés étudiés, chaque pli est constitué de fibres unidirectionnelles dont l'orientation est choisie en fonction des propriétés recherchées. Par la suite, on définira deux repères qui feront référence, l'un à la structure générale des éprouvettes, l'autre au pli unidirectionnel (*figure 1.1*) :

- le repère  $(x, y, z)$ , ou repère structure, fera référence dans la suite de ce travail à la géométrie des éprouvettes et du chargement,
- Le repère  $(1, 2, 3)$  fera référence au matériau unidirectionnel. La direction 1 est celle des fibres dans le pli et fait un angle  $\theta$  avec l'axe  $x$  et les axes 3 et  $z$  sont confondus.

A titre d'exemple la *figure 1.1* représente un stratifié constitué d'une séquence  $[(\theta_n/-\theta_m)_p]_s$ , où  $n$  et  $m$  représentent le nombre de plis dans chaque couche,  $p$  le nombre de répétition du motif  $(\theta_n/-\theta_m)$ , et  $s$  le plan de symétrie, ou plan médian. Dans l'exemple de la *figure 1.1*,  $m$ ,  $n$  et  $p$  sont égaux à 1.

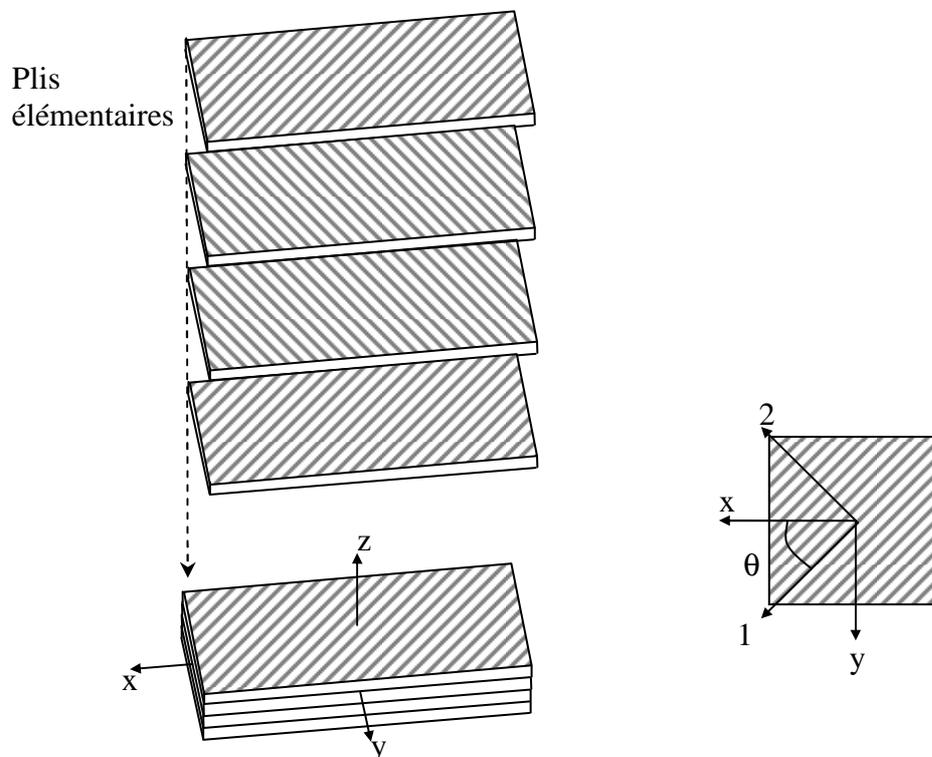


Figure 1.1 Définition des repères structure et matériel

Le comportement du stratifié peut être étudié à l'échelle microscopique qui correspond à celle des fibres, à l'échelle mésoscopique est celle du pli, et à l'échelle macroscopique qui fait référence au comportement global de la structure. Les endommagements dans les stratifiés apparaissent à ces différentes échelles. A l'échelle microscopique, peuvent apparaître des micro-fissures dans la matrice ou aux interfaces fibres / matrice. A l'échelle mésoscopique des délaminages peuvent apparaître au niveau des interfaces entre plis, souvent amorcés sur les bords libres des structures, ainsi que des fissures transverses qui traversent l'épaisseur des couches. D'un point de vue macroscopique, la rupture finale du stratifié est la conséquence de ces différents endommagements, et apparaît sous la forme de macro-délaminages, de fissures transverses et de ruptures de fibres et de matrice (*figure 1.2*).

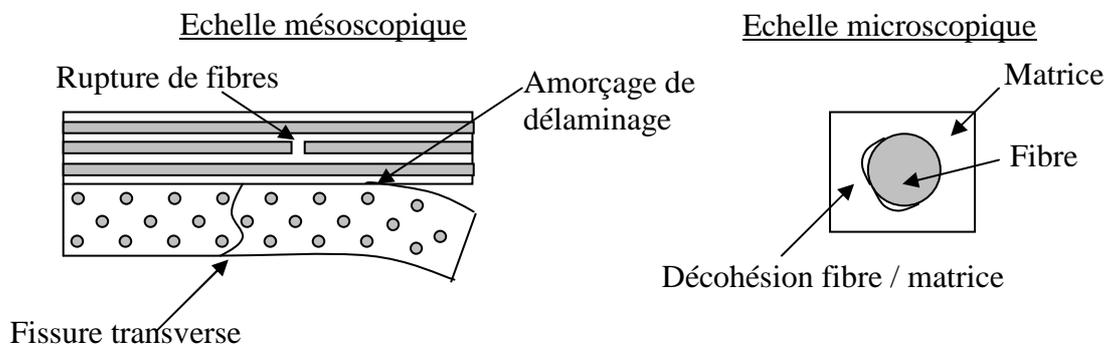


Figure 1. 2 Définition des types d'endommagement aux différentes échelles

### 1.1.2. Principaux facteurs influençant le délaminage et les effets de bord

Le délaminage s'amorce aux interfaces interlaminaires au niveau des bords libres et constitue la principale cause de rupture des structures stratifiées. Ce phénomène est la conséquence de ce que l'on appelle communément les effets de bord, qui se manifestent par des concentrations de contraintes tridimensionnelles au voisinage des interfaces interlaminaires.

D'un point de vue expérimental, de nombreuses études sur le phénomène de délaminage sont disponibles dans la littérature. Les auteurs précisent les interfaces délaminées et leur mode de rupture suivant les séquences d'empilement choisies. L'émission acoustique, technique qui permet, à partir des sons émis par les fissurations et les ruptures de fibres, de déterminer l'apparition et l'évolution des endommagements, est souvent utilisée dans les

essais pour détecter l'amorçage du délaminage ([Lor80], [Kim94], [She94], [Lev98]). L'analyse par radiographie X est également utilisée pour évaluer les surfaces de délaminage et détecter d'éventuelles fissures transverses. Cette technique consiste à imprégner les fissures débouchant sur les bords de l'éprouvette d'un liquide opaque aux rayons X puis à observer une image de la pièce par radiographie X ([Lor80], [Obr80] [Cro80], [She94], [Lev98]). Cette méthode ne permet pas de détecter la position des zones fissurées dans l'épaisseur. L'analyse microscopique des faciès de rupture aide également à identifier les modes de fissuration (*figure 1.3*). Enfin, les techniques de mesure de champs permettent de mesurer l'état de déformations sur les surfaces libres ([Pip71], [Her81], [Her85], [Her89a et b], [Mol00]).

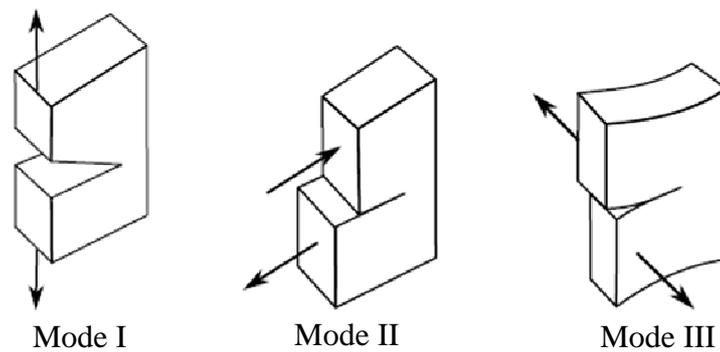


Figure 1. 3 Modes de fissuration

Dès les années 70, [Pip71] utilise l'interférométrie de moiré sur la face supérieure d'une éprouvette de carbone époxyde T300 de séquence  $[(\theta_n/-\theta_n)_s]$  avec  $n = 2, 4$  et  $\theta = 10^\circ, 25^\circ, 30^\circ, 45^\circ$ , sollicitée en traction uniaxiale. Il montre la présence d'importants gradients de déplacements à l'approche du bord libre ; ces derniers sont confinés dans une couche limite d'une profondeur environ égale à l'épaisseur du stratifié. [Cza83] et [Her85] utilisent également cette technique sur la tranche de l'éprouvette et mettent en évidence des gradients de déplacements importants au voisinage des interfaces  $+\theta/-\theta$ . Ces gradients varient avec la séquence d'empilement et sont plus importants lorsque les plis sont orientés à  $+10^\circ/-10^\circ$  [Her85]. [Her89a et b] comparent le comportement en traction d'éprouvettes de séquence à plis alternés  $[(\pm\theta)_n]_s$  et à plis groupés  $[\theta_n/-\theta_n]_s$  avec  $\theta = 10^\circ, 30^\circ, 45^\circ$ . Ils montrent que la contrainte nécessaire à l'amorçage du délaminage de l'éprouvette à plis alternés est supérieure à celle dans laquelle les plis sont groupés. C'est ce que l'on appelle communément l'effet d'épaisseur, deux plis de même orientation empilés successivement se comportant comme un seul pli d'épaisseur deux fois supérieure [Bre88]. Dans ces séquences d'empilement, des contraintes de cisaillement  $\sigma_{xz}$  (où  $x$  est l'axe relatif à la longueur et  $z$  fait référence à

l'épaisseur de l'éprouvette sollicitée en traction) apparaissent aux interfaces interlaminaires sur les bords libres et entraînent le délaminage en mode III quasi pur pour  $10^\circ \leq \theta \leq 30^\circ$  [Lor80]; à partir de  $\theta=30^\circ$ , la contrainte d'ouverture  $\sigma_{zz}$  n'est en général plus négligeable devant les contraintes interlaminaires de cisaillement [Lev98]. Le délaminage est le principal mode d'endommagement observé pour ce type de séquence d'empilement avec, dans la plupart des cas, une absence de fissures transverses [Bre88]. [Dia06] met également en évidence par microscopie optique, pour  $\theta = 10^\circ, 20^\circ$  et  $n = 1, 2, 3, 4$ , un cisaillement plastique des plis aux interfaces  $+\theta / -\theta$ . Ce glissement est observé avant l'amorçage du délaminage et, à partir d'un seuil critique, amorce le délaminage.

La littérature comporte également de nombreux essais qui sollicitent en mode I le plan médian d'éprouvettes sollicitées en traction (*figure 1.3*). Par exemple [Her89a et b] montre que la contrainte  $\sigma_{zz}$  au plan médian est positive dans des éprouvettes de séquence  $[0_2/90_2]_s$  mais elle est négative pour la séquence inverse  $[90_2/0_2]_s$ . Ces mêmes auteurs comparent également le comportement de deux stratifiés quasi-isotropes de séquences  $[90/45/0/-45]_s$  et  $[45/-45/0/90]_s$ . Dans la première séquence, la contrainte de cisaillement  $\sigma_{xz}$  est à l'origine du délaminage et prend des valeurs importantes aux interfaces  $-45^\circ/0^\circ$  et  $0^\circ/45^\circ$ , alors que la contrainte  $\sigma_{zz}$  est négative. En revanche dans la seconde séquence,  $\sigma_{xz}$  est maximum à l'interface  $+45^\circ/-45^\circ$ , mais l'éprouvette délamine principalement aux interfaces  $0^\circ / 90^\circ$  où la contrainte  $\sigma_{zz}$  est positive. Les auteurs montrent également l'apparition de fissures transverses dans les plis orientés à  $90^\circ$  qui relient les délaminages de part et d'autre du plan médian. Les séquences de type  $[0_m/\pm 45_m/90_n]_s$  sollicitent également le plan médian en mode I quasi pur ([Son86], [Kim94], [Lev98]). Les auteurs montrent que plus  $n$  est grand, plus la contrainte nécessaire à l'amorçage du délaminage est faible et plus il y a de plis à  $90^\circ$ , plus la densité de fissures transverses est importante. Les mêmes conclusions ont été obtenues pour les séquences de type  $[0_n/\pm 35_n/90_n]_s$  [She94]. D'autres études ont aussi porté sur des séquences de type  $[\pm\theta_m/90_n]_s$  avec  $\theta=25^\circ$  ([Obr80], [Cro80], [Har78], [Wan80]),  $\theta=26^\circ$  [Har78],  $\theta=30^\circ$  ([Kim94], [Tan99]) où l'interface centrale est également sollicitée en mode I. Tous les auteurs montrent que plus le nombre de plis à  $90^\circ$  est important, plus la densité de fissures transverses est importante. [Cro80] et [Wan80] ont plus particulièrement étudié l'interaction entre la fissuration transverse et le délaminage dans ces séquences d'empilement, et ont montré que pour  $n < 2$ , l'éprouvette délamine à l'interface centrale avant toute fissuration transverse, alors que pour  $n \geq 2$ , des fissures intralaminaires apparaissent avant le délaminage. A partir de  $n = 3$ , le délaminage est amorcé aux interfaces  $-25^\circ/90^\circ$  par les fissures transverses.

Pour étudier le délaminage en mode mixte aux interfaces  $\pm\theta$ , les auteurs étudient des séquences du type  $[0_n/\pm\theta_m]_s$  avec  $\theta=15^\circ, 30^\circ, 45^\circ$  [Bre88] [Son86],  $\theta=22.5^\circ$  [Lev98], ou encore du type  $[\pm\theta_m/90_n]_s$  avec  $\theta=25^\circ$  ([Cro80], [Wan80]),  $\theta=22.5^\circ$  [Lev98],  $\theta=26^\circ$  [Har78],  $\theta=30^\circ$  ([Kim94], [Obr80]). Les séquences type  $[0_n/\pm\theta_m/90_n]_s$  ont également été étudiées, pour  $\theta=35^\circ$  [She94],  $\theta=45^\circ$  en compression [Son86]. Enfin, la séquence de type  $[(\pm 30)_n/90_m]_s$  a beaucoup été étudiée ([Obr80], [Cro80]) car elle présente une propagation stable du délaminage à l'interface  $-30^\circ/90^\circ$  en mode mixte avec un mode I prédominant. Ce délaminage s'accompagne également de fissurations matricielles dans les plis à  $90^\circ$ .

Un autre paramètre qui influence les effets de bord est la géométrie du bord libre. ([Tan99], [Xu05], [Soh09]) montrent qu'en modifiant la géométrie du bord libre on peut diminuer l'influence des effets de bord. Par exemple, [Xu05] montre par calculs par éléments finis qu'il existe une singularité, c'est-à-dire une contrainte infinie, à l'interface PMMA / Acier dans le cas d'un bord libre droit ; cette singularité est réduite et peut disparaître lorsque la géométrie du joint est convexe. [Tan99] réduit également les effets de bords au niveau d'un joint collé par des épaisseurs des plaques et du joint de colle faibles et par des interfaces sont en forme de « bec » (figure 1.4). D'un point de vue pratique, la réalisation de telles géométries est difficile à mettre en œuvre et impossible au voisinage des interfaces interlaminaires dans les composites stratifiés.

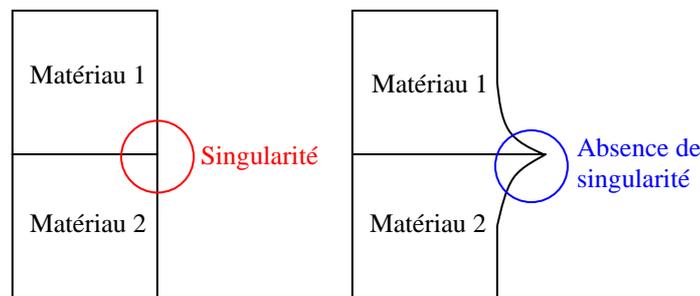


Figure 1. 4 Diminution des effets de bord grâce à une géométrie en forme de « bec » [Tan99]

Si les risques de délaminage peuvent être diminués par l'utilisation de géométries particulières, les géométries rencontrées au voisinage des jonctions dans les assemblages composites, telles que les réductions de largeur (structures trouées) ou les réductions d'épaisseur (structures avec arrêt local de plis) constituent encore des zones très problématiques. [Dan74] met en évidence l'influence de la séquence d'empilement sur le comportement d'éprouvettes stratifiées trouées sollicitées en traction. Ils montrent par exemple que le comportement des séquences  $[\pm 45/0_2/0]_s$  et  $[0_2/\pm 45/0]_s$  est très différent : la

première séquence casse horizontalement en traction et de façon brutale, tandis que la seconde séquence casse de façon progressive, à des niveaux de déformation plus importants, en formant deux fissures longitudinales perpendiculaires au trou. [Ren86] confirme l'effet d'épaisseur dans les éprouvettes trouées et met en évidence une influence de la taille du trou avec une diminution de la contrainte à rupture quand la taille du trou augmente (à rapport largeur de l'éprouvette sur diamètre du trou constant). Les techniques de mesure de champs cinématiques ont également été utilisées sur la face supérieure des éprouvettes stratifiées sollicitées en traction pour mettre en évidence l'évolution des déformations au voisinage du trou ; par exemple [Tou05] utilise l'interférométrie de Speckle et [Lag05], [Lag04] utilisent la technique de corrélation d'images. [Fol92] étudie la séquence  $[0/90]_s$  et montre l'évolution des contraintes de cisaillement  $\sigma_{xz}$  et d'ouverture  $\sigma_{zz}$  sur la tranche le long du bord libre circulaire. Il met ainsi en évidence l'évolution des contraintes interlaminaires en fonction de l'angle entre les fibres et le bord libre. Ces travaux, essentiellement numériques, sont confirmés par les mesures de [Mol00] par interférométrie de moiré au voisinage des interfaces interlaminaires, sur le bord libre à l'intérieur du trou.

Pour faire varier l'épaisseur des structures composites, la technique consiste à arrêter localement des plis. Ces sauts de pli peuvent être en surface ou à l'intérieur de la structure, et constituent des zones propices à l'amorçage du délaminage en raison de la présence de contraintes interlaminaires [Vid01]. Ces contraintes varient avec l'orientation des plis dans la zone du saut de pli [Kim08] et avec la position du saut de pli dans l'épaisseur [Wei09]. [Xin99] a effectué des mesures de champs par interférométrie de moiré au voisinage d'un saut de plis dans des éprouvettes de plexiglas et mesuré des concentrations de déformation dans les zones de saut de pli.

On peut ainsi résumer différents facteurs qui influencent les effets de bord : l'orientation des plis, leur épaisseur, la séquence d'empilement... Les résultats extraits de cette synthèse permettront, en association avec les calculs numériques, de choisir les configurations pertinentes à tester expérimentalement, et serviront de base à l'interprétation des résultats expérimentaux que l'on obtiendra par la suite. De l'ensemble de ces travaux, les effets suivants peuvent être dégagés :

a) Zone d'apparition des effets de bord

Les effets de bord sont confinés dans une zone d'une profondeur de l'ordre de l'épaisseur du stratifié.

b) Effet des plis à 90° sur la fissuration

On remarque une augmentation de la densité de fissures transverses avec l'augmentation du nombre de pli orientés à 90°. Ceci est dû au fait que dans ces plis, la matrice, moins résistante que la fibre, est la phase la plus sollicitée. Dans le but d'éviter l'interaction de ce mode de fissuration avec le délaminage, on doit veiller à limiter le pourcentage de plis orientés à 90°.

c) Effet de l'épaisseur des plis sur la contrainte à rupture par délaminage

Plus les plis sont épais, plus la contrainte requise à l'amorçage du délaminage est faible.

d) Effet de la séquence d'empilement sur le mode de rupture

C'est la séquence d'empilement qui détermine le mode de rupture. Par exemple, les stratifiés à plis croisés orientés à 0° et 90° délaminent en mode I sous sollicitation de traction uniaxiale, alors que c'est le mode III qui prédomine dans les stratifiés à plis alternés de séquence du type  $[\pm\theta_n/\theta_n]_s$ . Pour obtenir des empilements qui délaminent en mode mixte à une interface  $\pm\theta$ , certains auteurs utilisent des séquences du type  $[0_m/\pm\theta_n]_s$ ,  $[\pm\theta_m/90_n]_s$ , ou encore  $[0_n/\pm\theta_m/90_n]_s$ .

e) Effet de  $\theta$  sur les contraintes interlaminaires et la rupture des séquences  $[\pm\theta]_{ns}$

Dans les empilements du type  $[\pm\theta]_{ns}$  sollicités en traction uniaxiale, le cisaillement peut être très important au voisinage des interfaces interlaminaires, et être à l'origine de délaminages. L'amplitude de ce cisaillement varie avec l'orientation  $\theta$  des plis. Le mode de rupture dominant est le délaminage pour  $\theta$  inférieur à 30°, et la fissuration transverse  $\theta$  supérieur à 30°.

f) Effets de la géométrie du bord libre

Une géométrie convexe (en forme de bec) diminue les effets de bord. Dans les structures trouées les effets de bord sont amplifiés par un phénomène de concentration de contraintes dû à la variation de section. D'autre part, les contraintes interlaminaires varient sur le bord libre à l'intérieur du trou, et dépendent de l'angle entre les fibres et la tangente au bord libre. Dans les structures avec réduction d'épaisseur par sauts de pli, les auteurs mettent en évidence des concentrations de contraintes importantes apparaissent, qui varient avec l'orientation des fibres au voisinage du saut de pli.

Cette synthèse a permis de présenter les principaux facteurs qui influencent les effets de bord dans les stratifiés. Ces derniers se manifestent par des concentrations de contraintes au voisinage des bords libres et des interfaces, qui sont à l'origine du délaminage. Au voisinage des bords l'état de contrainte est tridimensionnel et ne peut donc être prédit par la théorie classique des stratifiés qui fait l'hypothèse d'un état plan de contraintes, comme nous le verrons dans la section suivante.

## 1.2. Rappels sur la théorie classique des stratifiés au premier ordre

### 1.2.1. Comportement élastique d'un matériau homogène anisotrope

Considérons le cas d'une éprouvette plane à plis unidirectionnels sollicitée en traction uniaxiale supposée en matériau homogène anisotrope élastique linéaire (figure 1.5). Dans la suite de ce travail, les axes  $x$  et  $y$  feront référence respectivement à la longueur et à la largeur de l'éprouvette, tandis que l'axe  $z$  correspondra à son épaisseur.

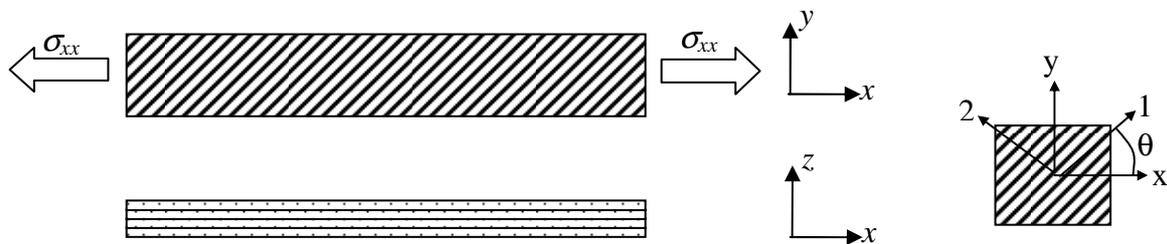


Figure 1.5 Eprouvette droite sollicitée en traction uniaxiale

Pour un pli donné, le tenseur des contraintes de Cauchy  $\overset{=}{\sigma}_{1,2,3}$ , exprimé dans le repère matériel, permet de définir l'état de contraintes en un point :

$$\overset{=}{\sigma}_{1,2,3} = \begin{bmatrix} \sigma_{11} & \sigma_{12} & \sigma_{13} \\ \sigma_{21} & \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{bmatrix}_{(1,2,3)} \quad (1.1)$$

Afin de simplifier l'écriture, il est d'usage, concernant les matériaux composites, d'employer la notation contractée des indices, dite notation de Voigt, qui permet de passer d'une notation matricielle à une notation vectorielle. Le *tableau 1.1* donne la correspondance entre les deux systèmes de notation. Pour des raisons de symétrie du tenseur des contraintes, seulement 6 indices sont nécessaires pour passer d'un système à l'autre.

$\sigma_{11} = \sigma_1$	$\sigma_{xx} = \sigma_x$
$\sigma_{22} = \sigma_2$	$\sigma_{yy} = \sigma_y$
$\sigma_{33} = \sigma_3$	$\sigma_{zz} = \sigma_z$
$\sigma_{23} = \sigma_{32} = \sigma_4$	$\sigma_{yz} = \sigma_{zy} = \sigma_q$
$\sigma_{31} = \sigma_{13} = \sigma_5$	$\sigma_{zx} = \sigma_{xz} = \sigma_r$
$\sigma_{12} = \sigma_{21} = \sigma_6$	$\sigma_{xy} = \sigma_{yx} = \sigma_s$

Tableau 1.1 Correspondance des indices entre la notation de Voigt et la notation matricielle

De même l'état de déformations est défini, dans le repère matériel, par le tenseur des déformations  $\varepsilon_{1,2,3}$  :

$$\varepsilon_{1,2,3} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} & \varepsilon_{12} & \varepsilon_{13} \\ \varepsilon_{21} & \varepsilon_{22} & \varepsilon_{23} \\ \varepsilon_{31} & \varepsilon_{32} & \varepsilon_{33} \end{bmatrix}_{(1,2,3)} \quad (1.2)$$

avec l'hypothèse de déformations infinitésimales telles que :

$$\varepsilon_{ij} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (1.3)$$

Le *tableau 1.2* donne la correspondance entre les notations matricielles et vectorielles pour les déformations. En notation matricielle, les déformations tangentielles (indices 4, 5, 6) sont égales aux glissements.

$\epsilon_{11} = \epsilon_1$	$\epsilon_{xx} = \epsilon_x$
$\epsilon_{22} = \epsilon_2$	$\epsilon_{yy} = \epsilon_y$
$\epsilon_{33} = \epsilon_3$	$\epsilon_{zz} = \epsilon_z$
$2\epsilon_{23} = 2\epsilon_{32} = \epsilon_4$	$2\epsilon_{yz} = 2\epsilon_{zy} = \epsilon_q$
$2\epsilon_{31} = 2\epsilon_{13} = \epsilon_5$	$2\epsilon_{zx} = 2\epsilon_{xz} = \epsilon_r$
$2\epsilon_{12} = 2\epsilon_{21} = \epsilon_6$	$2\epsilon_{xy} = 2\epsilon_{yx} = \epsilon_s$

Tableau 1 2 Correspondance des indices entre la notation de Voigt et la notation matricielle

Dans le cas d'un état plan de contraintes (dans le plan x,y, ou 1,2), seuls les indices 11, 22 et 12 sont utilisés et la loi de comportement élastique linéaire du matériau s'exprime, dans le repère matériel, par la relation :

$$\begin{bmatrix} \epsilon_1 \\ \epsilon_2 \\ \epsilon_6 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & S_{16} \\ S_{21} & S_{22} & S_{26} \\ S_{61} & S_{62} & S_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_6 \end{bmatrix} \quad (1.4)$$

$[S]_{1,2,3}$  étant la matrice de souplesse exprimée dans le repère matériel. Dans le cas d'un composite à renforts unidirectionnels,  $[S]_{1,2,3}$  se réduit à :

$$[S]_{1,2,3} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1} & -\frac{\nu_{21}}{E_2} & 0 \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1} & \frac{1}{E_2} & 0 \\ 0 & 0 & \frac{1}{E_6} \end{bmatrix}_{(1,2,3)} \quad (1.5)$$

où  $E_1$  et  $E_2$  correspondent aux modules de rigidité dans les directions 1 et 2 et  $E_6$  au module de cisaillement. On peut ainsi définir la matrice de rigidité du matériau  $[C]_{1,2,3}$  telle que :

$$[C]_{1,2,3} = [S]_{1,2,3}^{-1} \quad (1.6)$$

Pour passer du repère matériel au repère structure, on utilise la matrice de changement de base [J] :

$$J = \begin{bmatrix} c^2 & s^2 & 2cs \\ s^2 & c^2 & -2cs \\ -cs & cs & c^2 - s^2 \end{bmatrix} \quad \text{avec} \quad \begin{array}{l} c = \cos(\theta) \\ s = \sin(\theta) \end{array} \quad (1.6)$$

On peut alors exprimer les matrices de souplesse et de rigidité dans le repère structure par les relations :

$$[C]_{x,y,z} = [M_\sigma][C]_{1,2,3}[M_\sigma]^t \quad \text{avec} \quad [M_\sigma] = [J]^{-1} \quad (1.7)$$

$$[S]_{x,y,z} = [M_\varepsilon][C]_{1,2,3}[M_\varepsilon]^t \quad \text{avec} \quad [M_\varepsilon] = [J]^t \quad (1.8)$$

Ainsi, dans le repère structure, la loi de comportement s'écrit :

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_s \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{xx} & S_{xy} & S_{xs} \\ S_{yx} & S_{yy} & S_{ys} \\ S_{sx} & S_{sy} & S_{ss} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \sigma_s \end{bmatrix} \quad (1.9)$$

et permet d'exprimer les rigidités dans le repère structure :

$$E_x = \frac{1}{S_{xx}}; E_y = \frac{1}{S_{yy}}; E_s = \frac{1}{S_{ss}} \quad (1.10)$$

Le terme  $S_{xy}$  représente le couplage entre les contraintes longitudinales et les déformations transversales tandis que  $S_{xs}$  et  $S_{ys}$  représentent le couplage entre les contraintes normales et les déformations tangentielles. On peut ainsi définir les coefficients de couplage :

$$\nu_{xy} = -\frac{S_{xy}}{S_{xx}}; \eta_{xy,x} = \frac{S_{xs}}{S_{xx}}; \eta_{xy,y} = \frac{S_{ys}}{S_{yy}} \quad (1.11)$$

Le coefficient  $\nu_{xy}$ , représente l'effet de déformation transversale induit par la déformation longitudinale imposée, c'est l'équivalent d'un coefficient de Poisson, mais

exprimé en dehors des axes d'orthotropie. Les coefficients  $\eta_{xy,x}$  et  $\eta_{xy,y}$ , appelés coefficients d'influence mutuelle, représentent les effets de déformation en cisaillement dans le plan  $(x,y)$  dus à un effort normal appliqué respectivement dans les directions  $x$  et  $y$ . Ils sont nuls pour les matériaux isotropes ou lorsqu'ils sont exprimés dans le repère du matériau (dans ce cas les termes  $S_{xx}$  et  $S_{yy}$  sont nuls). La variation de ces coefficients en fonction de l'orientation des fibres par rapport à l'axe de sollicitation est représentée sur la *figure 1.6*, et sera, comme nous le verrons par la suite, à l'origine de l'apparition de contraintes interlaminaires.

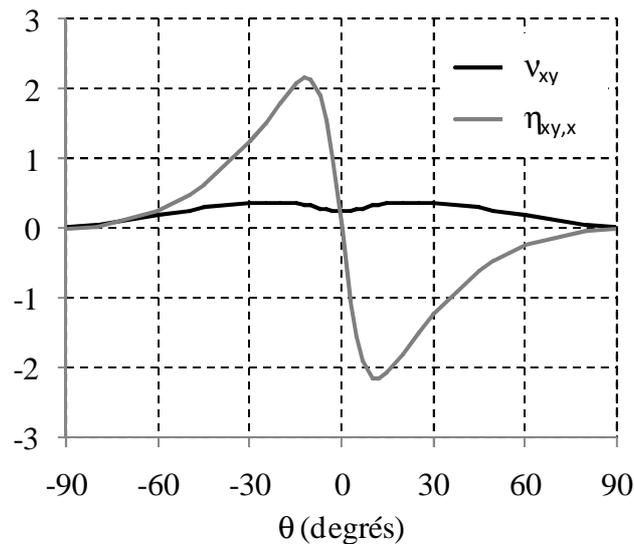


Figure 1. 6 Variation des coefficients  $v_{xy}$  et  $\eta_{xy,x}$  en fonction de l'orientation  $\theta$  des fibres pour un composite T300/5208 [Her89a]

Les propriétés mécaniques d'un composite unidirectionnel sont maximales, dans le cas d'une sollicitation en traction uniaxiale, lorsque la sollicitation est appliquée dans la direction des fibres, mais diminuent fortement dès que l'on s'en écarte. Pour résister à des sollicitations complexes, on utilise des plaques stratifiées constituées d'un empilement dont la séquence est choisie en fonction des sollicitations imposées au stratifié.

### 1.2.2. Théorie classique des stratifiés

La théorie classique des stratifiés permet de définir le comportement du stratifié dans le plan médian. Les matrices  $[A]$ ,  $[B]$ ,  $[D]$  permettent d'exprimer les efforts  $\{N\}$  et les moments  $\{M\}$  en fonction des déformations  $\{\epsilon^o\}$  et des courbures  $\{\chi\}$  du plan médian. Ces relations s'expriment sous forme matricielle :

$$\begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \boldsymbol{\varepsilon}^0 \\ \boldsymbol{\chi} \end{Bmatrix} \quad (1.12)$$

où  $\{N\}, \{M\}, \{\boldsymbol{\varepsilon}^0\}$  et  $\{\boldsymbol{\chi}\}$  sont des vecteurs à trois composantes et chaque matrice  $[A]$ ,  $[B]$ ,  $[D]$  est une matrice 3 x 3.

Ces matrices tiennent compte de la contribution de chaque couche, et représentent respectivement les contributions des rigidités de membrane en traction  $[A]$ , en flexion  $[D]$ , ainsi que les couplages traction-flexion  $[B]$  ([Tsa80]). Les valeurs de ces matrices sont calculées par les relations suivantes (la signification des  $h$  est donnée sur la *figure 1.7*:

$$\begin{aligned} A_{ij} &= \sum_{n=1}^N (h_{n+1} - h_n) C_{ij} \\ B_{ij} &= \frac{1}{2} \sum_{n=1}^N (h_{n+1}^2 - h_n^2) C_{ij} \quad \text{avec } i, j = x, y, s \\ D_{ij} &= \frac{1}{3} \sum_{n=1}^N (h_{n+1}^3 - h_n^3) C_{ij} \end{aligned} \quad (1.13)$$

Lorsque la séquence d'empilement du stratifié est symétrique par rapport au plan médian, la matrice  $[B]$  est nulle.

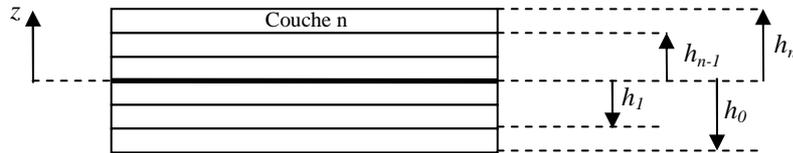


Figure 1. 7 Notation des couches du stratifié

On peut alors en déduire l'état de contrainte dans chaque couche, grâce à la loi de comportement élastique :

$$\{\boldsymbol{\sigma}\}_{x,y,z} = [C]_{x,y,z} \{\boldsymbol{\varepsilon}\}_{x,y,z} \quad (1.14)$$

où :

$$\{\boldsymbol{\varepsilon}\}_{x,y,z} = \{\boldsymbol{\varepsilon}^0\}_{x,y,z} + h \{\boldsymbol{\chi}\}_{x,y,z} \quad \text{avec } h_n \leq h \leq h \quad (1.15)$$

### 1.3. Mise en évidence du problème du bord libre

Considérons comme précédemment le cas d'une éprouvette stratifiée soumise à une contrainte de traction  $\sigma_{xx}$ . Cette contrainte induit une déformation longitudinale  $\varepsilon_{xx}$ , une déformation transversale  $\varepsilon_{yy}$  (effet de  $\nu_{xy}$ ) et un cisaillement  $\varepsilon_{xy}$  (effet du coefficient de couplage  $\eta_{xy,x}$ ).

Le fait que deux plis adjacents aient des coefficients  $\nu_{xy}$  différents, comme c'est le cas entre deux plis orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  (figure 1.6), induit dans la structure une contrainte transverse  $\sigma_{yy}$ . De même, le fait que deux plis adjacents aient des coefficients  $\eta_{xy,x}$  différents va induire dans la structure une contrainte de cisaillement  $\sigma_{xy}$ . Ces contraintes seront à l'origine d'un état de contraintes tridimensionnelles au voisinage des bords libres (représentés par les faces C et D sur la figure 1.8), pour respecter les conditions d'équilibre.

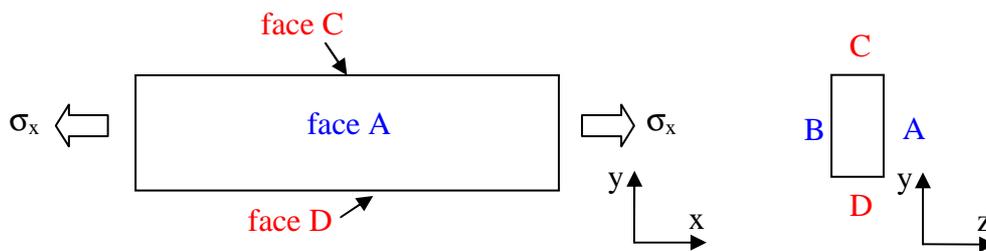


Figure 1. 8 Conditions aux limites aux bords libres

Pour le démontrer, exprimons tout d'abord les conditions aux limites aux bords libres à l'aide de la relation :

$$\overline{\sigma}_{x,y,z} \cdot \vec{n} = \vec{F} \quad (1.16)$$

avec :

- $\overline{\sigma}_{x,y,z}$  le tenseur des contraintes,
- $\vec{n}$  le vecteur normal au bord libre,
- $\vec{F}$  le vecteur normal résultant, force appliquée

Le vecteur  $\vec{F}$  étant nul sur les faces A, B, C et D (figure 1.8) de normales respectivement  $\vec{n}_A$ ,  $\vec{n}_B$ ,  $\vec{n}_C$  et  $\vec{n}_D$  :

$$\begin{cases} \vec{\sigma}_{x,y,z} \cdot \vec{n}_A = \vec{0} \\ \vec{\sigma}_{x,y,z} \cdot \vec{n}_B = \vec{0} \\ \vec{\sigma}_{x,y,z} \cdot \vec{n}_C = \vec{0} \\ \vec{\sigma}_{x,y,z} \cdot \vec{n}_D = \vec{0} \end{cases} \quad (1.17)$$

avec sur les faces A et B :

$$\vec{n}_B = -\vec{n}_A \quad \text{et} \quad \vec{n}_A = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \\ 1 \end{bmatrix}_{x,y,z} \quad (1.18)$$

et de même sur les faces C et D :

$$\vec{n}_D = -\vec{n}_C \quad \text{et} \quad \vec{n}_C = \begin{bmatrix} 0 \\ 1 \\ 0 \end{bmatrix}_{x,y,z} \quad (1.19)$$

On en déduit donc sur les faces A et B :

$$\begin{cases} \sigma_{xz} = 0 \\ \sigma_{yz} = 0 \\ \sigma_{zz} = 0 \end{cases} \quad (1.20)$$

et sur les faces C et D :

$$\begin{cases} \sigma_{xy} = 0 \\ \sigma_{yy} = 0 \\ \sigma_{yz} = 0 \end{cases} \quad (1.21)$$

Les équations d'équilibre s'écrivent :

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} + f_i = 0 \quad (1.22)$$

Si l'on considère les forces de volume  $f_i$  comme négligeables par rapport aux autres sollicitations, l'équation (1.22) se résume alors à :

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = 0 \quad (1.23)$$

Ce qui donne après développement :

$$\begin{cases} \frac{\partial \sigma_{xx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{xy}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_{xz}}{\partial z} = 0 & (a) \\ \frac{\partial \sigma_{yx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{yy}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_{yz}}{\partial z} = 0 & (b) \\ \frac{\partial \sigma_{zx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_{zy}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_{zz}}{\partial z} = 0 & (c) \end{cases} \quad (1.24)$$

Pour un stratifié soumis à une contrainte de traction uniaxiale  $\sigma_{xx}$  appliquée à ses extrémités, et en supposant, d'après le principe de Saint Venant, que la région d'application de cette contrainte est suffisamment éloignée de la zone étudiée, l'état de contrainte est indépendant de la coordonnée  $x$ , d'où :

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x} = 0 \quad (1.22)$$

Intéressons nous tout d'abord à la première expression (a) de (1.24) dans le cas d'un stratifié à plis alternés, c'est-à-dire de séquence du type  $[(\theta/-\theta)_n]_s$  avec  $\theta$  différent de  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . La théorie classique prédit une contrainte  $\sigma_{xy}$  dans les plis, en raison de la différence entre les coefficients d'influence mutuelle  $\eta_{xy,x}$  (figure 1.6). Or les conditions aux limites imposent  $\sigma_{xy}$  nul sur le bord libre (faces C et D de la figure 1.8). A l'intérieur du pli, la structure est en état de contrainte plane, mais à l'approche du bord libre, les variations de  $\sigma_{xy}$  entraînent l'apparition de la contrainte  $\sigma_{xz}$  pour satisfaire les conditions d'équilibre (1.22) (figure 1.9). Cette contrainte peut prendre des valeurs très importantes, voire être singulière (c'est-à-dire tendre vers l'infini) [Leg87]. Ainsi, la déviation par rapport à la théorie classique des stratifiés peut être considérée comme un phénomène de « couche limite » ou « effet de bord », qui influence une zone très restreinte, d'une profondeur environ égale à l'épaisseur de la plaque. Il faut également noter que ces contraintes qualifiées de singulières, résultent de modèles mathématiques mais que physiquement, elles se traduisent par un phénomène de concentrations de contraintes près des bords libres et des interfaces interlaminaires.

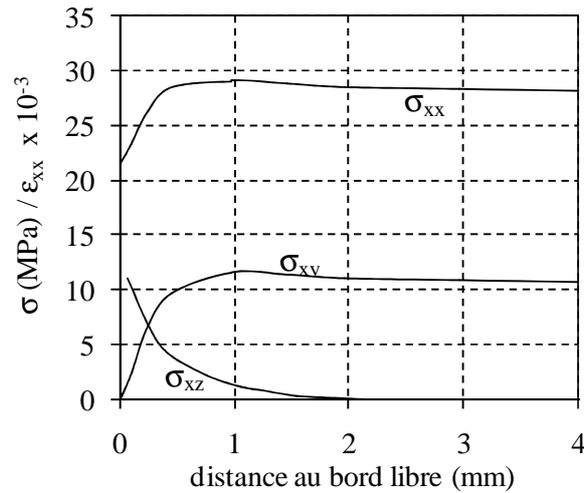


Figure 1.9 Evolution des contraintes à l'approche du bord libre à l'interface 45/-45 dans un stratifié de séquence [(45/-45)<sub>s</sub> soumis à une déformation de traction  $\epsilon_{xx}$  [Pip70]

De même, considérons un stratifié à plis croisés de séquence du type [(0/90)<sub>n</sub>]<sub>s</sub>. Comme on peut le voir sur la *figure 1.6*, les coefficients  $\nu_{xy}$  des plis à 0° et à 90° sont différents, ce qui entraîne dans la structure une contrainte  $\sigma_{yy}$ . Cependant, les conditions de bord libre imposent  $\sigma_{yy}$  et  $\sigma_{yz}$  nulles sur les faces C et D (1.21), entraînant l'apparition de la contrainte  $\sigma_{zz}$  sur le bord libre au voisinage des interfaces interlaminaires (*figure 1.10*). Si cette contrainte est positive elle peut entraîner le délaminage précoce de la structure ou au contraire, si elle est négative, elle peut avoir un effet bénéfique contre le délaminage. Ainsi, le choix de la séquence d'empilement est crucial pour la résistance des structures au délaminage. En effet [Her89a] montre que la contrainte interlaminaire  $\sigma_{zz}$  est positive dans la séquence [0<sub>2</sub>/90<sub>2</sub>]<sub>s</sub> alors qu'elle devient négative lorsque les plis sont inversés, c'est-à-dire pour la séquence [90<sub>2</sub>/0<sub>2</sub>]<sub>s</sub>. De même [Pag71] a montré que la séquence [(45/-45/15/-15)<sub>s</sub> est beaucoup plus délaminante que son inverse [15/-15/45/-45]<sub>s</sub>.

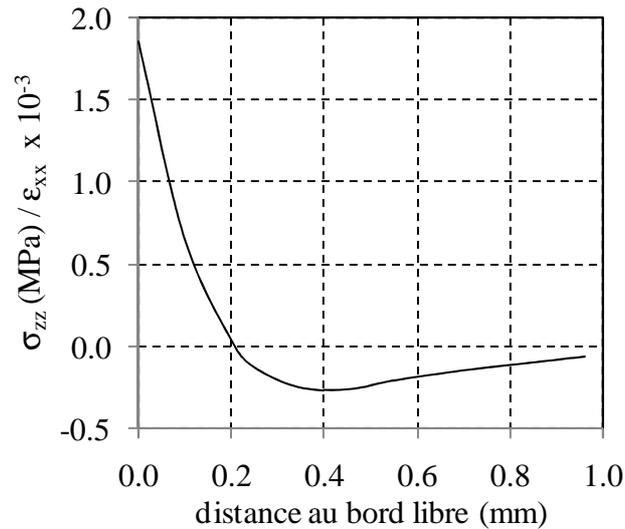


Figure 1. 10 Evolution de la contrainte  $\sigma_{zz}$  à l'approche du bord libre au plan médian d'un stratifié à plis croisés  $[0_2/90_2]_s$  soumis à une déformation de traction  $\epsilon_{xx}$ [Her89]

En résumé, on peut définir trois types de problèmes de bord libre :

- effets de bord dans les stratifiés à plis alternés de type  $[(\theta_n/-\theta_n)_m]_s$  engendrés par les couplages traction/cisaillement, où la contrainte de cisaillement  $\sigma_{xz}$  est singulière aux interface  $\theta/-\theta$ ,
- effets de bord dans les stratifiés à plis croisés engendrés par les différences entre les coefficients  $\nu_{xy}$  des plis à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  où les contraintes interlaminaires  $\sigma_{yz}$  et  $\sigma_{zz}$  apparaissent,
- combinaison des deux effets pour les autres séquences d'empilement.

## 1.4. Conclusion

Le délaminage, qui s'amorce sur les bords libres des structures stratifiées, est généralement la conséquence des effets de bord qui se manifestent par des concentrations de contraintes tridimensionnelles au voisinage des interfaces interlaminaires. Différents facteurs qui influencent le délaminage ont été identifiés, tels que le nombre de plis orientés à  $90^\circ$ , l'épaisseur des plis, la séquence d'empilement et la géométrie du bord libre.

La théorie classique des stratifiés, qui fait l'hypothèse d'un état de contraintes planes, ne permet pas de prédire ces effets de bord. Ces derniers sont engendrés par la variation des propriétés mécaniques entre deux plis successifs. Dans des éprouvettes stratifiées de type  $[(\theta_n/-\theta_n)_m]_s$  sollicitées en traction, la différence entre les coefficients  $\eta_{xy,x}$  des plis adjacents

entraîne des concentrations de déformations de cisaillement  $\sigma_{xz}$  aux interfaces interlaminaires. Dans les éprouvettes  $[0_n/90_n]_s$ , la différence entre les coefficients  $\nu_{xy}$  entraîne une contrainte  $\sigma_{zz}$  aux interfaces.

Afin de mettre en évidence expérimentalement ces effets de bord, trois matériaux de structures et propriétés mécaniques différentes ont été étudiés.

## CHAPITRE II

### MATERIAUX ETUDIÉS

L'objectif de ce chapitre est de présenter les matériaux utilisés pour cette étude. Sachant que les propriétés mécaniques des fibres et de la matrice ainsi que la géométrie des interfaces interlaminaires sont susceptibles d'influencer les effets de bord, trois matériaux pour lesquels ces propriétés varient ont été étudiés.

Ce chapitre décrit, dans un premier temps, les étapes de fabrication des éprouvettes et leur comportement mécanique macroscopique. Par la suite, des observations au microscope optique de la microstructure ont également été effectuées afin de mettre en évidence, dans chaque cas, la géométrie et l'épaisseur des interfaces interlaminaires. Ce travail permettra de bien comprendre la structure et les propriétés de ces trois matériaux et fournira les données nécessaires aux modélisations par éléments finis ainsi qu'une base à l'interprétation des résultats expérimentaux qui seront obtenus par la suite.

## 2.1. Constituants des différents matériaux

Les effets de bord se manifestent par des concentrations de contrainte au voisinage des interfaces interlaminaires et sont la conséquence des différences de propriétés élastiques entre les plis d'orientation différente. Un des objectifs de ce travail est de mettre en évidence l'influence des caractéristiques du matériau sur les effets de bord telles que la structure du renfort (unidirectionnel-pur, quasi-unidirectionnel), les propriétés mécaniques du renfort (fibres Haute Résistance (HR) et fibres Haut Module (HM)), ou encore, la géométrie de l'interface interlaminaire. Pour cela, on étudiera trois matériaux dont ces propriétés diffèrent.

Les trois matériaux étudiés se présentent sous la forme de pré-imprégnés élaborés par la société Hexcel. Les deux premiers sont des pré-imprégnés à fibres Haute Résistance avec deux résines époxydes différentes. L'un est constitué de fibres CTS et de résine 920 (références Hexcel) et l'autre de fibres G947 et de résine M18. Les propriétés physico-chimiques des résines 920 et M18 diffèrent légèrement en termes de température de polymérisation et de propriétés mécaniques. La résine 920 polymérise à 120 °C tandis que la résine M18 polymérise à 180 °C.

L'autre différence entre ces deux composites réside dans leur microstructure ; en effet, le CTS / 920 est un « unidirectionnel-pur » (UD), tandis que le G947 / M18 est qualifié de « quasi-unidirectionnel » (nous le nommerons par la suite « quasi-UD ») car il est tissé avec un fil de trame. La présence de ce fil de trame provoque une ondulation des fils de chaîne dans les plis et empêche les fibres de se répartir de façon homogène lors de la polymérisation du stratifié, ce qui entraîne une structure irrégulière des interfaces interlaminaires comme illustré sur la *figure 2.1*.

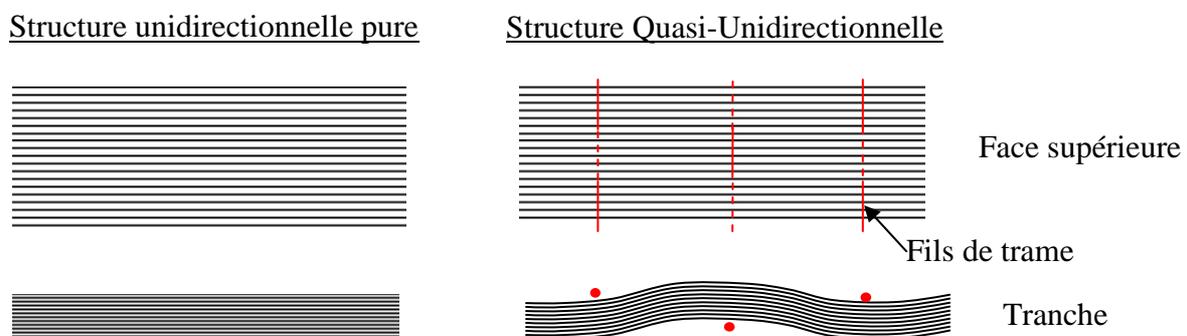


Figure 2. 1 Différentes architectures des renforts UD et quasi-UD

Enfin, on dispose d'un troisième pré-imprégné unidirectionnel-pur constitué de fibres à Haut Module M55J et de résine époxyde M18.

Ces trois matériaux présentent des caractéristiques différentes susceptibles d'influencer les effets de bord. Leurs principales caractéristiques sont définies dans le *tableau 2.1*.

Dénomination	Structure du renfort	Type de Renfort	Epaisseur du pli (mm)
CTS / 920	UD	Carbone-HR	0.2
G947 / M18	Quasi-UD	Carbone-HR	0.18
M55J / M18	UD	Carbone-HM	0.1

*Tableau 2. 1 Caractéristiques des matériaux étudiés*

## 2.2. Elaboration des éprouvettes

Les pré-imprégnés se présentent sous forme de nappes et la première étape de la fabrication consiste à y découper les plis aux dimensions de la plaque à réaliser, en tenant compte de l'orientation des fibres par rapport aux axes de la plaque. On réalise ensuite le drapage par empilement des différents plis en respectant la séquence d'empilement, puis on procède à la polymérisation de la plaque en autoclave.

La polymérisation du composite se fait sous vide et une pression extérieure est appliquée afin d'éviter la formation de porosités et de chasser les excédents de résine. Pour cela, la plaque est placée entre deux tissus d'arrachage et deux films en téflon qui permettent d'éviter qu'elle n'adhère au sac à vide et au moule. On place également un feutre de drainage, qui permet d'avoir un vide uniforme dans le sac (*figure 2.2*). La polymérisation et le refroidissement de la plaque donnent lieu à des contraintes internes. Afin que ces dernières ne déforment pas la plaque en cours de refroidissement, il est impératif de respecter une séquence d'empilement symétrique. De cette façon, ces contraintes se trouvent équilibrées de part et d'autre du plan moyen de la plaque. Par ailleurs, une montée en température ainsi qu'un refroidissement lent permettent de minimiser ces contraintes thermiques.

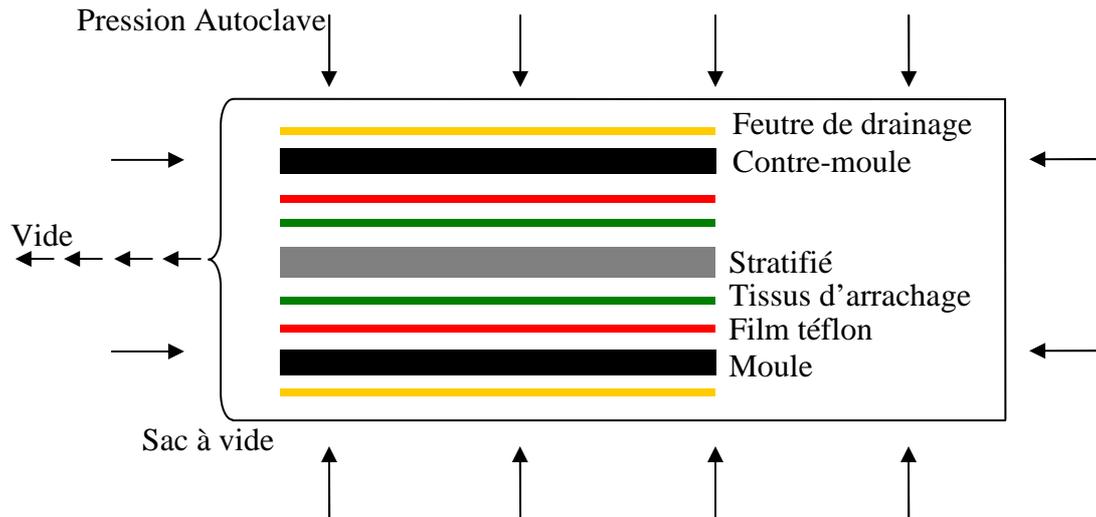


Figure 2. 2 Réalisation des éprouvettes en sac à vide

Durant le cycle de polymérisation, les montées et descentes en température s’effectuent à 1.5°C / min (pour minimiser les contraintes thermiques) et un premier palier est effectué à 80°C, ce qui permet de fluidifier la résine. Les paramètres du cycle de polymérisation préconisés par le fournisseur sont résumés dans le *tableau 2.2*, en fonction de la résine.

Résine	Température (°C)	Pression (bars)	Durée (h)
920	120	3	2
M18	180	5	1

Tableau 2. 2 Cycles de polymérisation des résine M18 et 920

Après démoulage des plaques, on colle à chaque extrémité et sur chaque face des talons en fibres de verre et résine époxyde. Quelles que soient les dimensions des éprouvettes, ils ont une épaisseur d’environ 2 mm, une longueur de 50 mm et sont biseautés à 45° pour éviter les concentrations de contraintes au niveau de la zone de raccordement entre le talon et l’éprouvette (*figure 2.3*). Finalement, les éprouvettes sont ensuite découpées à la scie diamantée dans la plaque.



Figure 2.3 Géométrie des éprouvettes

## 2.3. Propriétés mécaniques

### 2.3.1. Caractérisation des propriétés mécaniques macroscopiques d'un pli

Lorsque l'on ne connaît pas les valeurs des propriétés mécaniques du matériau (dans notre cas, modules d'élasticités et coefficient de Poisson), il est nécessaire de procéder à des essais de caractérisation mécanique. Seules les propriétés mécaniques du matériau G947 / M18 ont été caractérisées dans le cadre de ce travail. Les deux autres l'avaient été préalablement à l'ONERA.

Trois types d'essais ont été réalisés :

- Traction dans le sens des fibres pour la détermination du module longitudinal  $E_1$  et du coefficient de poisson  $\nu_{12}$ .
- Traction dans le sens transverse aux fibres pour la détermination du module transversal  $E_2$ .
- Traction sur des éprouvettes constituées de fibres orientées à  $+45^\circ$  et  $-45^\circ$  pour la détermination du module de cisaillement  $E_6$  (test de Rosen [Ros72]).

Pour cela, trois plaques ayant les séquences d'empilement suivantes :  $[0]_{12}$ ,  $[90]_{16}$  et  $[(45/-45)_4]_s$  ont été fabriquées selon la méthode décrite précédemment. La première est destinée aux essais de traction sens fibres, la seconde aux essais de traction sens transverse, et la dernière aux essais de cisaillement.

Pour chaque type d'essai, trois éprouvettes ont été testées et sollicitées en traction quasi-statique avec une vitesse de déplacement de la traverse de 2 mm/min. Les éprouvettes ont été équipées de deux jauges de déformation collées sur chaque face, une jauge longitudinale (mesure de  $\epsilon_x$ ) et une jauge transversale (mesure de  $\epsilon_y$ , sauf pour les essais en traction dans le sens transverse aux fibres).

Les dimensions des éprouvettes testées en traction dans le sens des fibres sont données sur la *figure 2.4*.

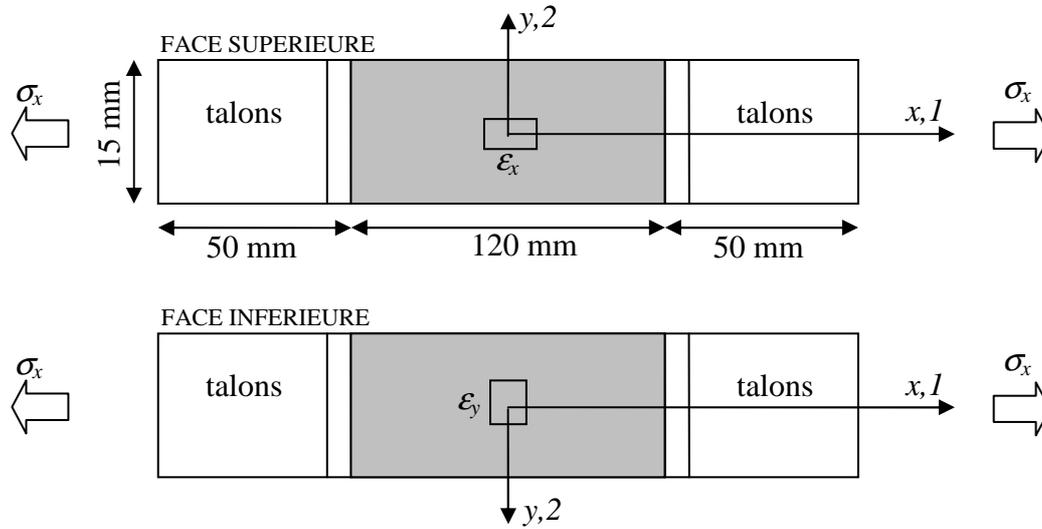


Figure 2. 4 Eprouvettes de caractérisation pour les essais de traction sens fibres

La contrainte  $\sigma_x$  imposée à l'éprouvette est égale à la contrainte sens fibres  $\sigma_1$  et les déformations  $\epsilon_1$  et  $\epsilon_2$  sont mesurées avec les jauges longitudinale  $\epsilon_x$  et transversale  $\epsilon_y$  puisque le repère matériau  $(1,2)$  est confondu avec le repère structure. Le module longitudinal  $E_1$  et le coefficient de poisson  $\nu_{12}$  sont obtenus grâce aux relations suivantes :

$$E_1 = \frac{\sigma_1}{\epsilon_1} \quad \text{avec} \quad \epsilon_1 = \epsilon_x \quad \text{et} \quad \sigma_1 = \sigma_x \quad (2.1)$$

$$\nu_{12} = -\frac{\epsilon_2}{\epsilon_1} \quad \text{avec} \quad \epsilon_2 = \epsilon_y \quad \text{et} \quad \epsilon_1 = \epsilon_x \quad (2.2)$$

Les dimensions des éprouvettes de caractérisation pour les essais de traction dans le sens transverse sont données sur la *figure 2.5*. Cette fois-ci, une seule jauge de déformation est collée sur la face supérieure de l'éprouvette afin de déterminer le module  $E_2$ . Ici, la contrainte imposée  $\sigma_x$  est égale à  $\sigma_2$  et la déformation  $\epsilon_x$  mesurée par la jauge est égale à  $\epsilon_2$ .

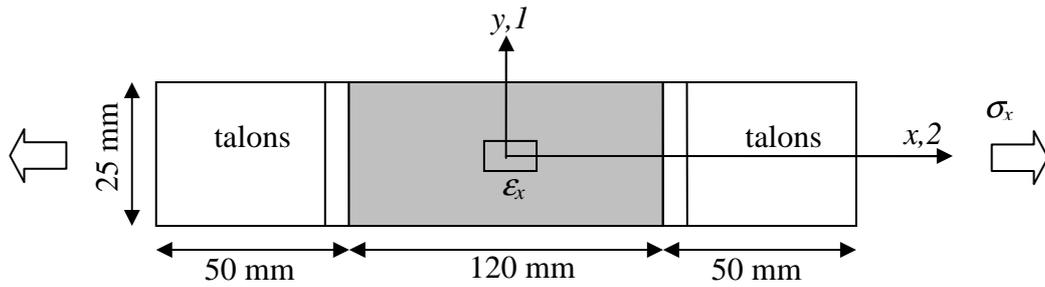


Figure 2.5 Eprouvettes de caractérisation pour les essais de traction sens transverse

Le module transversal  $E_2$  est alors obtenu grâce à la relation suivante :

$$E_2 = \frac{\sigma_2}{\varepsilon_2} \quad \text{avec} \quad \sigma_2 = \sigma_x \quad \text{et} \quad \varepsilon_2 = \varepsilon_x \quad (2.3)$$

Enfin, le module de cisaillement  $E_6$  est déterminé grâce au test de cisaillement de Rosen effectué sur des éprouvettes de séquence  $[(45/-45)_4]_s$  dont les dimensions sont données sur la figure 2.6.

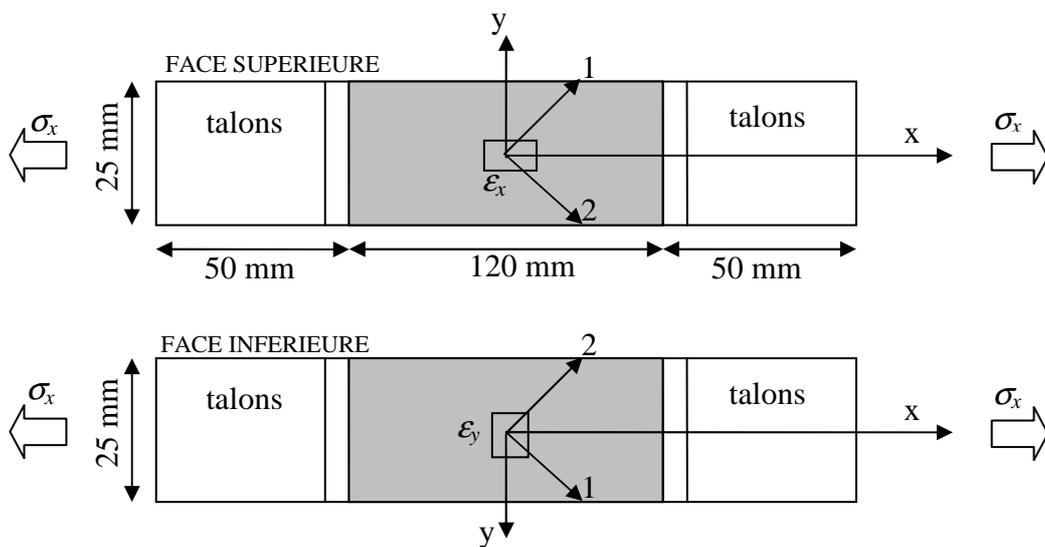


Figure 2.6 Eprouvettes de caractérisation pour les essais de traction sens transverse

Dans ce cas, la contrainte et la déformation de cisaillement  $\sigma_6$  et  $\varepsilon_6$  sont calculées grâce aux relations (2.4) et (2.5) suivantes :

$$\sigma_6 = \frac{\sigma_x}{2} \quad (2.4)$$

$$\varepsilon_6 = \frac{\varepsilon_x - \varepsilon_y}{2} \quad (2.5)$$

Ce qui permet d'en déduire le module de cisaillement  $E_6$ .

$$E_6 = \frac{\sigma_6}{\varepsilon_6} \quad (2.6)$$

### 2.3.2. Caractérisation du matériau G947 / M18

Les courbes contrainte-déformation obtenues pour chaque type d'essai sont présentées sur les *figures 2.7 à 2.10*. Pour chaque essai, trois éprouvettes ont été testées.

Pour la traction dans le sens des fibres, les variations de la contrainte de traction  $\sigma_l$  en fonction de la déformation  $\varepsilon_l$  ont été tracées sur la *figure 2.7*. Les courbes ne sont pas linéaires jusqu'à rupture, car le module d'élasticité augmente légèrement en fonction de la contrainte. Ce phénomène est classiquement observé sur les fibres de carbone. Cependant, cette non-linéarité peut être considérée comme négligeable, et le module  $E_l$  à l'origine a été estimé par une méthode de régression linéaire effectuée sur la partie initiale de la courbe, pour des valeurs de  $\varepsilon_l$  comprises dans l'intervalle [0%, 0.5%]. Sa valeur obtenue à partir de la moyenne sur les trois essais effectués est estimée à  $111.7 \pm 1.8$  GPa.

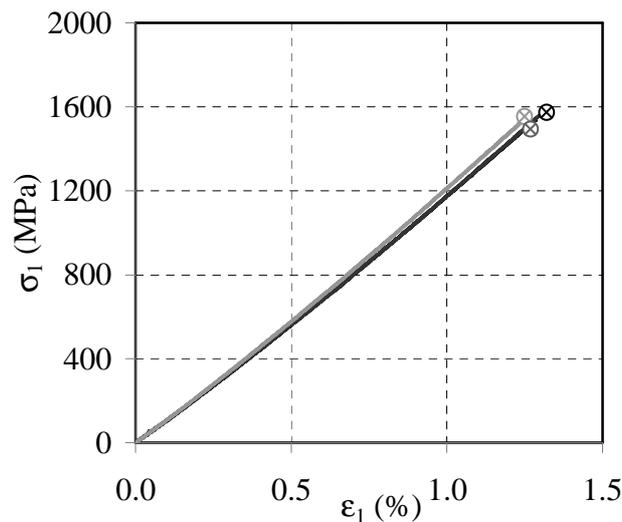


Figure 2. 7 Courbes contrainte-déformation mesurées en traction sens fibres sur le G947 / M18

La *figure 2.8* montre l'évolution de la déformation  $\varepsilon_2$  en fonction de  $\varepsilon_1$ , pour ces mêmes essais. Le coefficient de Poisson  $\nu_{12}$  a été obtenu par régression linéaire effectuée comme précédemment pour des valeurs de  $\varepsilon_1$  comprises dans l'intervalle [0%, 0.5%] et sa valeur moyenne est estimée à  $0.3 \pm 0.02$ .

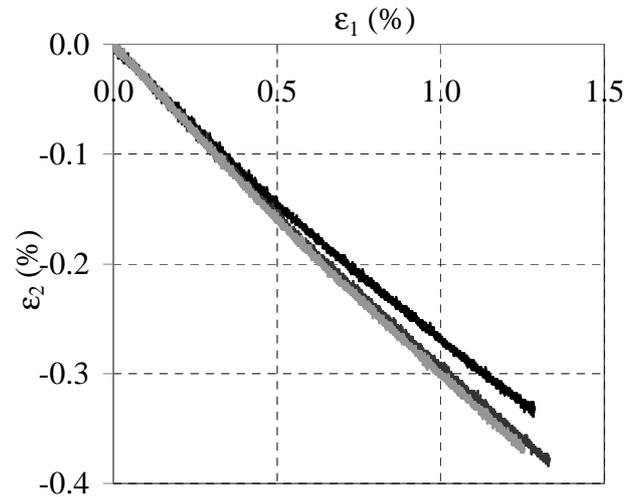


Figure 2. 8 Courbes de déformation longitudinale - déformation transverse mesurées en traction sens fibres sur le G947 / M18

Dans le cas de la traction dans le sens transverse aux fibres, les courbes contrainte  $\sigma_2$  en fonction de la déformation  $\varepsilon_2$ , pour les trois éprouvettes testées ont été tracées sur la *figure 2.9*. Le module  $E_2$ , déterminé par régression linéaire, est estimé à  $8.9 \pm 0.6$  GPa.

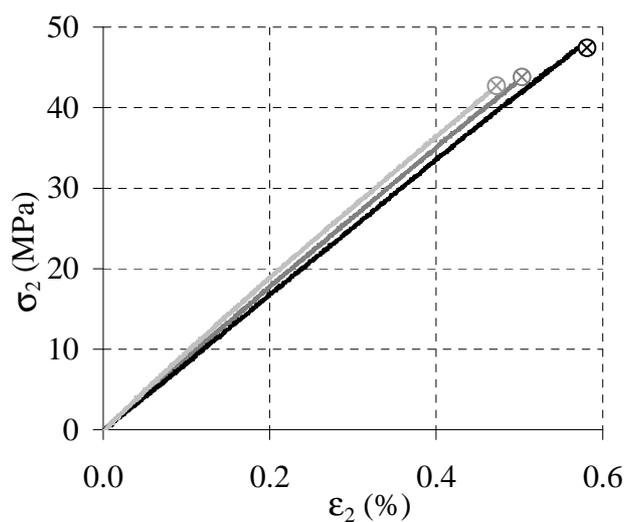


Figure 2. 9 Courbes contrainte-déformation mesurées en traction sens transverse sur le G947 / M18

En ce qui concerne les essais de Rosen, trois éprouvettes ont été sollicitées en traction pour obtenir le module de cisaillement. La *figure 2.10* présente les variations de  $\sigma_6$  en fonction de  $\epsilon_6$ . Le module  $E_6$  a été obtenu par régression linéaire sur la partie initiale (*figure 2.10*). Sa valeur moyenne est estimée à  $8.1 \pm 0.2$  GPa. Au-delà d'une contrainte de 40 MPa environ, la relation contrainte – déformation est non-linéaire en raison de l'endommagement, par frottement interne, des fibres dans la matrice.

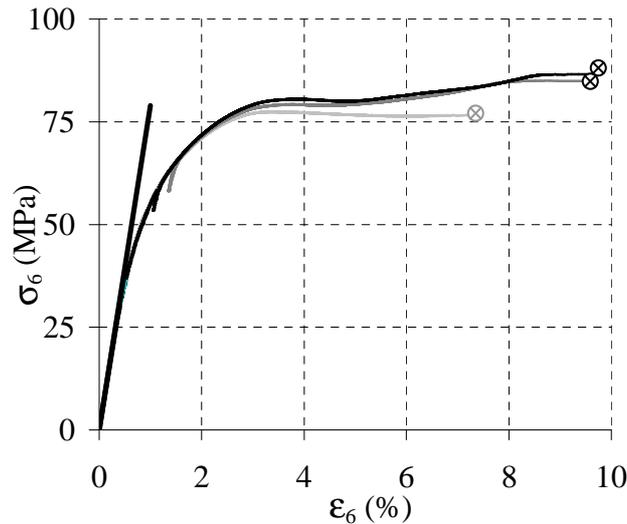


Figure 2. 10 Courbes contrainte-déformation de l'essai Rosen sur le G947 / M18

### 2.3.3. Synthèse des propriétés mécaniques

Les propriétés mécaniques des trois composites étudiés sont consignées dans le *tableau 2.3*.

	G947 / M18	CTS / 920	M55J / M18
$E_1$ (GPa)	$111.7 \pm 1.8$	115.6	310
$E_2$ (GPa)	$8.9 \pm 0.6$	8.0	6.4
$E_6$ (GPa)	$8.1 \pm 0.2$	6.1	9.7
$\nu_{12}$	$0.3 \pm 0.02$	0.3	0.35

Tableau 2. 3 Propriétés élastiques des trois matériaux étudiés

A la lecture du tableau, on remarque que les propriétés élastiques des deux matériaux à fibres haute résistance G947 / M18 et CTS / 920 sont assez proches, malgré les deux résines

différentes. Pour le matériau à fibres à haut module M55J, le module sens fibres est plus de deux fois supérieur à celui des deux autres.

Ces valeurs nous permettront par la suite d'effectuer des calculs par éléments finis afin de mettre en évidence l'influence d'un certain nombre de paramètres sur les valeurs des déformations de bord libre, tels que l'épaisseur de l'interface. Nous avons ensuite procédé à l'examen de la microstructure de ces différents matériaux.

## 2.4. Observation de la microstructure au microscope optique

Des observations ont été effectuées au microscope optique pour caractériser la microstructure des matériaux, que l'on pouvait, initialement supposer homogène. Les effets de bord étant confinés au voisinage des interfaces interlaminaires, il est fort probable qu'ils soient influencés par la géométrie de l'interface, car celle-ci ne se réduit pas à un plan, mais à une interphase constituée d'une couche de matrice d'une épaisseur non constante. Nous avons donc effectué des observations afin de quantifier les différents types d'agencement d'interface dans les trois matériaux.

Des échantillons ont été prélevés dans les plaques après cuisson, enrobés dans de la résine, puis polis au papier abrasif et à la pâte diamantée à 6  $\mu\text{m}$  et 1  $\mu\text{m}$  afin d'effectuer un examen au microscope optique. La *figure 2.11* représente les microstructures observées sur les tranches d'éprouvettes constituées de plis orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$  (séquence qui sera étudiée par la suite) sur les trois composites.

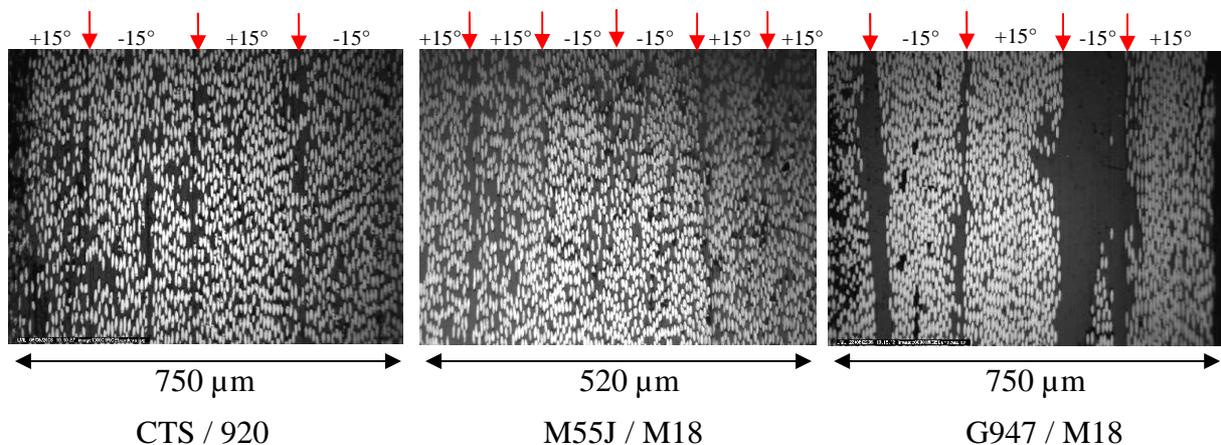


Figure 2.11 Bord libre d'éprouvettes constituées de plis orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$  (les flèches indiquent approximativement la position des interfaces interlaminaires)

On peut voir que la microstructure des deux matériaux pur-unidirectionnels CTS/920 et M55J/M18 est assez régulière, avec des interfaces interlaminaires relativement rectilignes, et difficiles à discerner au premier abord. Elles sont cependant repérables grâce à une densité de résine plus importante par endroit, permettant d'estimer leur position. En ce qui concerne le quasi-UD G947 / M18, sa microstructure est beaucoup plus irrégulière comme le montre les *figures 2.12 et 2.13* où l'on voit de larges zones de résine au voisinage de chaque interface. Localement, il peut n'y avoir que de la résine à travers tout le pli, car la présence des fils de trame entre les torons de fibres dans le pli unidirectionnel empêche les fibres de se répartir de façon uniforme lors du compactage (mise sous pression dans l'autoclave) pendant le cycle de polymérisation. Ainsi, les interfaces présentent des ondulations comme le montre la *figure 2.12* obtenue par polissage d'une tranche d'éprouvette constituée de douze plis orientés à 90°. La position moyenne des onze interfaces est représentée par des pointillés blancs.

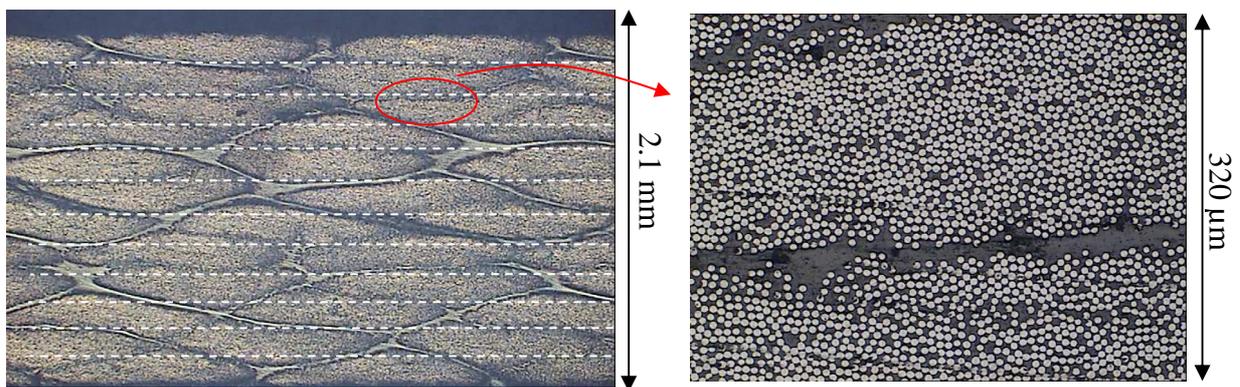


Figure 2. 12 Micrographie du bord libre d'une éprouvette de G947 / M18 constituée de plis orientés à 90°  
(interfaces interlaminaires indiquées par lignes pointillées)

A l'intérieur de chaque toron, les fibres sont réparties de façon régulière, formant souvent des arrangements de type hexagonaux comme le montre l'encadré de la *figure 2.13*. En revanche, la frontière entre chaque toron est caractérisée par la présence de zones plus larges de résine. Elle n'est pas rectiligne et est constituée d'une alternance de zones plus ou moins riches en résine. On peut ainsi classer la microstructure en deux types de zones, des zones à répartition régulière de fibres à l'intérieur des torons et des zones irrégulières entre les torons.

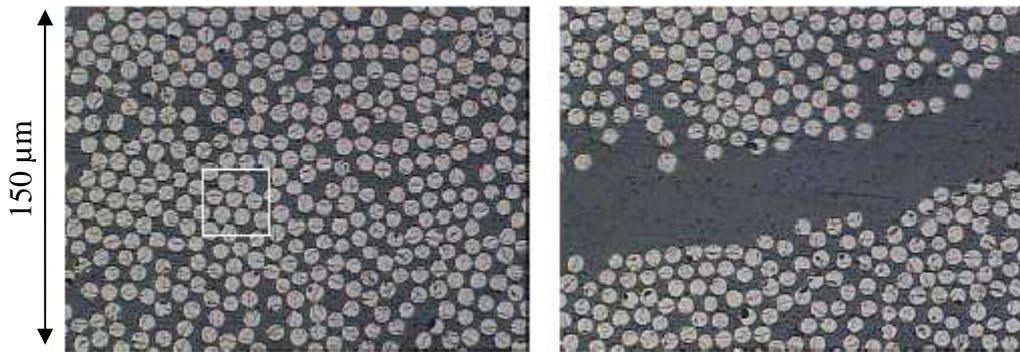


Figure 2. 13 Grossissement de la figure 2.12 a) à l'intérieur d'un toron b) à l'interface entre deux torons

A partir des images micrographiques prises à l'intérieur des torons, des traitements d'images (logiciel Image J) ont permis d'estimer le diamètre  $d$  et la fraction volumique  $V_f$  de fibres. Pour cela l'image a été binarisée (figure 2.14) et les pourcentages de surfaces noire et blanche ont été calculés. Des analyses effectuées sur une dizaine d'images ont permis d'estimer la fraction volumique de fibres à environ 0.6 pour les trois matériaux.

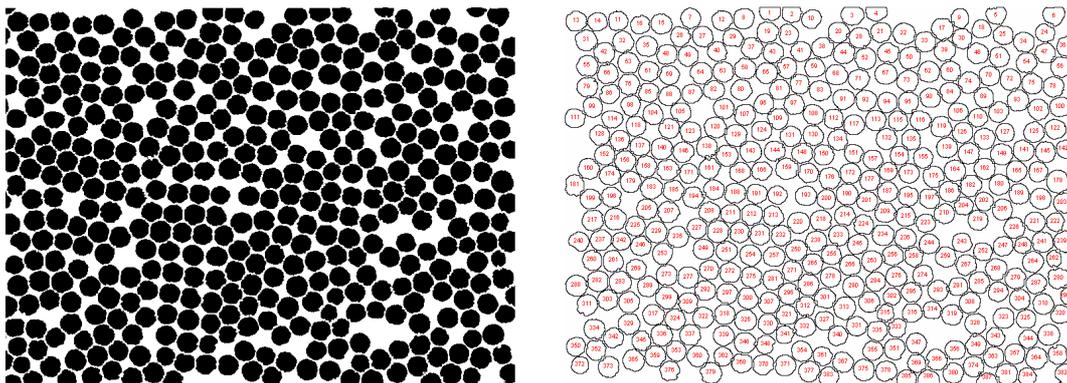


Figure 2. 14 traitements d'images pour la détermination du pourcentage de fibres et de la taille des fibres

A partir de ces images en noir et blanc, le logiciel a identifié chaque fibre  $i$  (figure 2.14), et déterminé sa surface  $S_i$  (les fibres situées sur les bords de l'image dont la section est tronquée ont été automatiquement éliminées). En supposant que les fibres ont une section circulaire, leur diamètre peut être simplement estimé grâce à la relation :

$$d_i = 2\sqrt{S_i / \pi} \quad (2.7)$$

Un traitement statistique permet ensuite de calculer le diamètre moyen  $m(d_i)$  des fibres et son écart-type  $s(d_i)$ . Le domaine de définition de la variable étant compris dans l'intervalle

$]0, +\infty[$  nous avons choisi d'utiliser la loi log-normale. Dans ce cas, on définit la variable  $y_i$  telle que

$$y_i = \ln(d_i) \quad (2.8)$$

cette nouvelle variable suivant cette loi une loi normale de paramètre  $\mu$  et  $s$ , représentant respectivement la moyenne et l'écart-type. Pour s'assurer que cette nouvelle variable suit une loi normale, nous avons utilisé le diagramme de Henry [AFN], qui est un test simple de « normalité ». Ce test consiste à effectuer les opérations suivantes :

- répartitions des  $n$  valeurs  $y_i$  en  $N$  classes  $Y_i$  (une classe comprend le nombre de fibres dont le diamètre est compris entre deux valeurs données et  $Y_i$  est la borne supérieure de cet intervalle),
- calcul de l'effectif cumulé pour chaque classe,
- calcul de la fréquence cumulée (c'est-à-dire l'effectif cumulé divisé par l'effectif total),
- détermination du « *normit* » de  $Y_i$ , qui correspond, pour chaque fréquence cumulée, à la valeur que prendrait la variable  $Y_i$  si elle suivait une loi normale centrée réduite,
- représentation des points de coordonnées  $(Y_i, \text{Normit}(Y_i))$  également appelée diagramme de Henry. Si la variable  $Y_i$  suit une loi normale, le nuage de points obtenu est alors proche d'une droite.

Cette droite permet de déterminer la moyenne  $\mu$  et l'écart-type  $\sigma$  de la variable  $y_i$ , à partir desquels on en déduit la moyenne  $m$  et l'écart-type  $s$  de la variable  $d_i$  grâce aux relations suivantes :

$$m = e^{\mu + \sigma^2 / 2} \quad (2.9)$$

$$s^2 = (e^{\sigma^2} - 1)e^{2\mu + \sigma^2} \quad (2.10)$$

La *figure 2.15* représente le diagramme de Henry obtenu à partir des diamètres de fibres mesurés sur une dizaine d'images, regroupés en 25 classes.

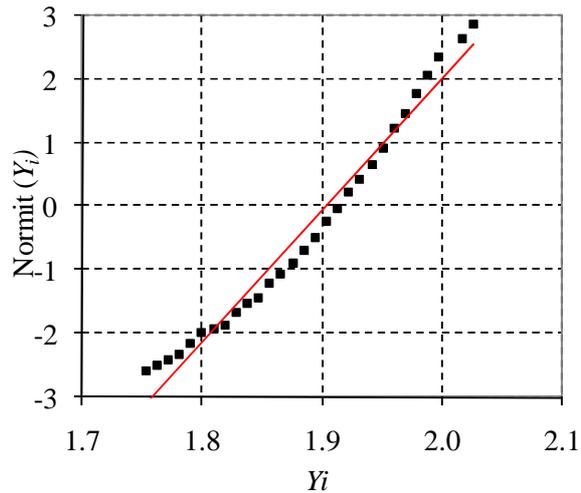


Figure 2. 15 Diagramme de Henry pour la loi log-normale tracé des diamètres des fibres ( $d_i$ ) en  $\mu\text{m}$  mesurés sur le G947 / M18

On constate que le nuage de points obtenu sur la *figure 2.15* est proche d’une droite. On peut alors considérer que le diamètre des fibres suit, en première approximation, une loi log-normale, avec  $m(d_i) = 6.8 \mu\text{m}$  et  $s(d_i) = 0.3 \mu\text{m}$  ( $\mu=1.91$  et  $\sigma=0.04$ ).

Le *tableau 2.4* synthétise les diamètres des fibres estimés dans les trois matériaux avec cette procédure.

Matériau	G947 / M18	CTS / 920	M55J / M18
Diamètre des fibres ( $\mu\text{m}$ )	6.8	6.9	5.6
Ecart-type ( $\mu\text{m}$ )	0.3	0.4	0.2

Tableau 2. 4 Diamètres des fibres mesurés dans les trois matériaux étudiés

Nous avons vu précédemment que les trois matériaux ont des interfaces interlaminaires plus ou moins régulières. Celles-ci sont caractérisées par une interphase d’épaisseur variable constituée de résine que nous avons cherché à quantifier dans chaque composite. La méthode utilisée pour mesurer cette épaisseur a consisté à définir, pour chaque pli, une ligne tangente aux fibres (lignes jaunes sur la *figure 2.16*), puis à couper ces lignes par des lignes perpendiculaires (dans le sens de l’épaisseur du stratifié) espacées de  $30 \mu\text{m}$  (lignes rouges sur la *figure 2.16*). Chaque épaisseur d’interphase  $e_i$  a alors été mesurée en déterminant la distance entre les points d’intersection des lignes jaunes avec les lignes rouges.

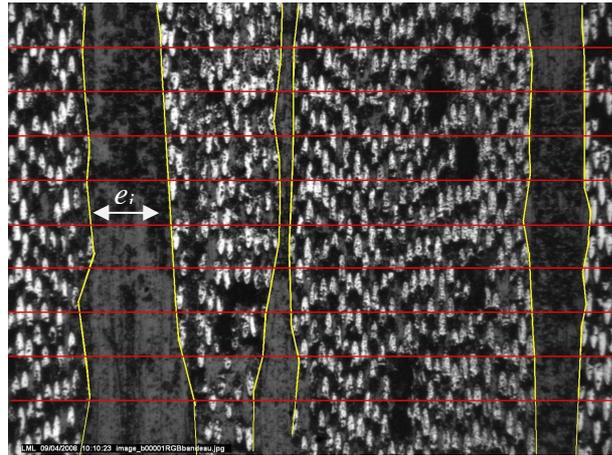


Figure 2. 16 Méthodologie pour l'estimation de l'épaisseur de l'interphase inter-laminaire

Environ 200 mesures ont été effectuées pour chaque matériau. Considérons tout d'abord le cas de l'unidirectionnel CTS / 920. Comme précédemment, la variable  $e_i$  est définie dans l'intervalle  $]0, +\infty[$ . Nous avons donc à nouveau utilisé une loi log-normale et la même procédure a été appliquée en posant

$$y_i = \ln(e_i) \quad (2.11)$$

La figure 2.17 représente le diagramme de Henry obtenu pour l'ensemble des mesures d'épaisseur d'interphase.

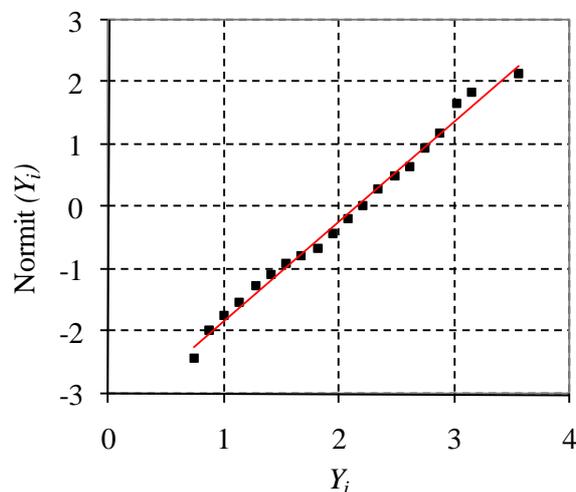


Figure 2. 17 Diagramme de Henry tracé pour l'épaisseur  $e_i$  ( $\mu\text{m}$ ) de l'interphase mesurée dans le CTS / 920

On constate que le nuage de points obtenu peut être assimilé à une droite, ce qui signifie que l'épaisseur de l'interphase de ce stratifié peut être considérée comme une variable aléatoire suivant une loi log-normale. Les épaisseurs mesurées sont comprises dans l'intervalle  $[1.2 \mu\text{m}, 25.5 \mu\text{m}]$ , avec des valeurs  $m(e_i)$  et  $s(e_i)$  (calculées à partir des relations 2.9 et 2.10) estimées respectivement à  $10.0 \mu\text{m}$  et  $6.5 \mu\text{m}$  ( $\mu=2.1$  et  $\sigma=0.6$ ).

La même constatation peut être faite pour le M55J / M18, comme le montre la *figure 2.18*. L'épaisseur de l'interphase est comprise entre 0.8  $\mu\text{m}$  et 9.3  $\mu\text{m}$ , avec  $m(e_i) = 4.0 \mu\text{m}$  et  $s(e_i) = 2.7 \mu\text{m}$  ( $\mu = 1.2$  et  $\sigma = 0.6$ ).

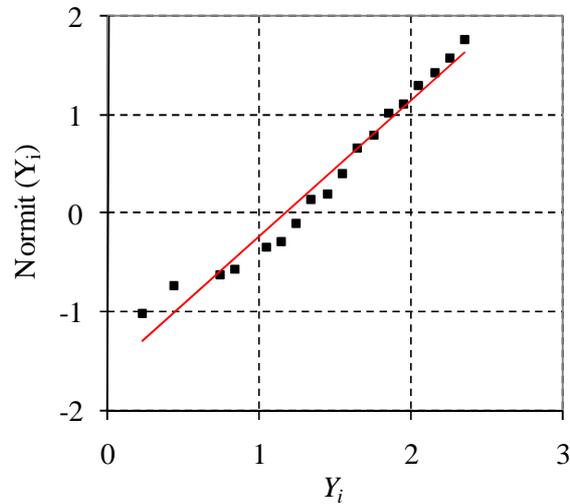


Figure 2.18 Diagramme de Henry tracé pour l'épaisseur  $e_i$  ( $\mu\text{m}$ ) de l'interphase mesurée dans le M55J/M18

Considérons maintenant le cas du G947 / M18 de structure quasi-unidirectionnelle. La *figure 2.19* représente le diagramme de Henry obtenu à partir des épaisseurs d'interphase mesurées, et montre que le nuage de points peut être approximé par une droite,  $e_i$  suit donc une loi log-normale.

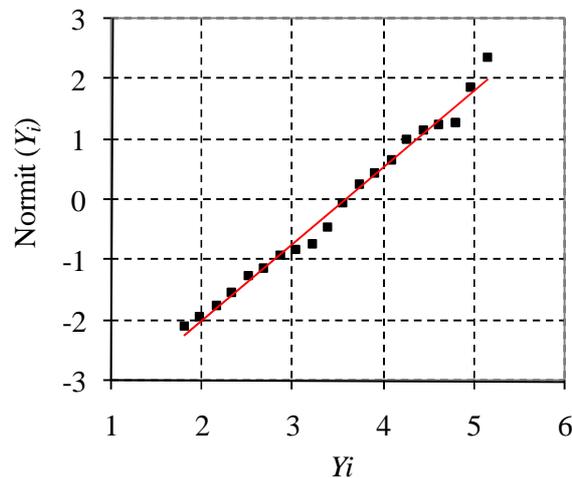


Figure 2.19 Diagramme de Henry tracé pour l'épaisseur  $e_i$  ( $\mu\text{m}$ ) de l'interphase mesurée dans le G947/M18

L'épaisseur de l'interphase dans ce matériaux varie entre 5.0  $\mu\text{m}$  et 169.6  $\mu\text{m}$ , avec des valeurs  $m(e_i)$  et  $s(e_i)$  (calculées à partir des relations 2.9 et 2.10) estimées respectivement à 47.2  $\mu\text{m}$  et 41.1  $\mu\text{m}$  ( $\mu = 3.6$  et  $\sigma = 0.8$ ). Ainsi dans le quasi-UD, l'épaisseur d'interphase est plus importante que celle des deux autres matériaux de structure UD avec une dispersion

importante. Ces valeurs s'expliquent en observant la microstructure formée par les torons comme le montre par exemple la *figure 2.20*. On constate alors de fortes variations de l'épaisseur des interphases, avec des zones à torons rapprochés où l'interphase est fine et des zones, à l'extrémité des torons, où l'épaisseur de résine traverse quasiment tout le pli (voir zone entourée dans la *figure 2.20*).

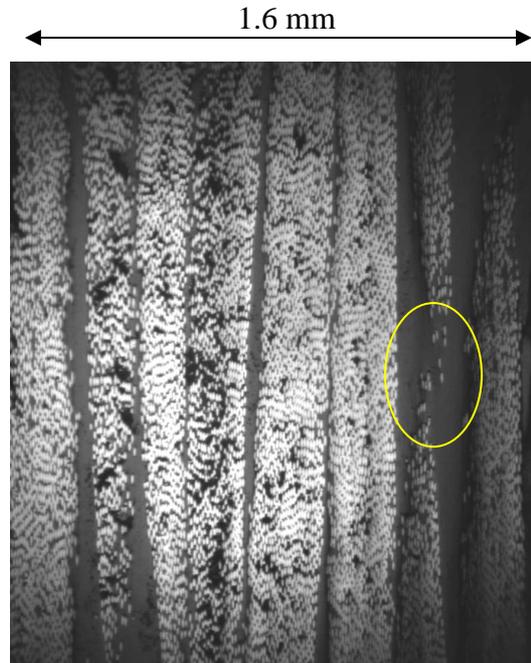


Figure 2. 20 Micrographie d'une éprouvette de séquence [(15/-15)2]s en quasi-UD G947 / M18

Le *tableau 2.5* récapitule les épaisseurs d'interphases mesurées dans les trois matériaux.

	CTS / 920	M55J / M18	G947 / M18
Epaisseur min (µm)	1.2	0.8	5.0
Epaisseur max (µm)	25.5	9.3	169.6
Epaisseur moyenne (µm)	10.0	4.0	47.2
Ecart-type (µm)	6.5	2.7	41.1

Tableau 2. 5 Epaisseurs d'interphases mesurées pour les trois matériaux

Ces examens micrographiques serviront de base pour l'interprétation des résultats expérimentaux, et permettront d'expliquer d'éventuelles divergences entre les champs mesurés et les résultats de calculs par éléments finis.

## 2.5. Conclusion

Une caractérisation mécanique a permis de déterminer leurs propriétés élastiques des trois matériaux qui seront étudiés par la suite. Ces résultats ont permis de constater que les deux composites à fibres Haute Résistance CTS/920 et G947/M18 d'architecture unidirectionnelle (UD) et quasi-unidirectionnelle (Quasi-UD) présentent des propriétés élastiques très similaires. En revanche le module longitudinal de l'UD M55J / M18, constitué de fibres de carbone Haut Module, est largement supérieur à celui des deux autres composites.

Des images prises au microscope optique sur les tranches des éprouvettes ont permis d'estimer, après traitements d'images, les fractions volumiques de fibres, les diamètres moyens des fibres ainsi que l'épaisseur de résine entre chaque pli. La fraction volumique de fibre a été estimée à environ 0.6 pour les trois composites. Le diamètre moyen des fibres est de l'ordre de 6.9  $\mu\text{m}$  pour les fibres Haute Résistance CTS et G947 tandis que celui des fibres Haut Module M55J est plus faible, de l'ordre de 5.6  $\mu\text{m}$ . Les observations montrent que la microstructure des stratifiés d'architecture UD est plus « homogène » que celle du stratifié quasi-UD. L'épaisseur de l'interphase est faible dans les composites UD et vaut en moyenne de 10.0  $\mu\text{m}$  dans le CTS / 920 et 4.0  $\mu\text{m}$  dans le M55J / M18. En revanche, la variation de cette épaisseur est beaucoup plus importante dans le quasi-UD, car elle est comprise entre 5  $\mu\text{m}$  et 169.6  $\mu\text{m}$  et sa valeur moyenne de 47.2  $\mu\text{m}$ .

Les résultats obtenus permettront d'effectuer des simulations numériques par calculs par éléments finis afin de définir les configurations pertinentes à tester expérimentalement et d'évaluer l'influence de l'épaisseur de l'interphase et des propriétés élastiques des plis sur les effets de bord.



## CHAPITRE III

### ANALYSE DES EFFETS DE BORD PAR CALCULS PAR ELEMENTS FINIS

Les objectifs de ce chapitre étaient, d'une part, de mettre en œuvre une démarche numérique permettant d'évaluer qualitativement et quantitativement les champs de déplacements sur les bords libres des structures stratifiées. Sur la base de ces résultats, les séquences d'empilement pertinentes présentant les gradients de déplacements les plus importants seront sélectionnées pour les essais. D'autre part ces résultats permettront de mettre en évidence l'influence de différents paramètres sur les effets de bord (épaisseur d'interphase, propriétés mécaniques, géométrie du bord libre) et fourniront une base pour l'interprétation des résultats expérimentaux obtenus par la suite.

Pour cela, la méthode classique des éléments finis a été utilisée avec raffinement du maillage au voisinage des bords libres et des interfaces. Ce chapitre décrit dans un premier temps la démarche de calculs qui a été mise en place. Les résultats obtenus sont ensuite comparés avec quelques résultats de la littérature, afin de vérifier la validité de cette approche. Des calculs ont été effectués pour les trois matériaux étudiés, sur des éprouvettes avec bords libres droits avec des interfaces interlaminaires parfaites, c'est-à-dire sans épaisseur de résine. Les observations au microscope optique effectuées au chapitre précédent ayant montré la structure réelle du matériau, des calculs par éléments finis prenant en compte l'épaisseur de résine entre les plis ont ensuite été effectués afin d'anticiper l'influence de la géométrie de l'interphase sur les effets de bords. Enfin, le cas d'une éprouvette avec saut de plis (arrêt d'un ou plusieurs plis) sera considéré afin de mettre en évidence l'influence de la discontinuité géométrique sur les effets de bord.

### 3.1. Modélisation par éléments finis

D'un point de vue numérique, de nombreux travaux ont été consacrés à l'étude des effets de bord et à la modélisation des singularités. Par exemple, [Pip70] a calculé les contraintes interlaminaires par la méthode des différences finies, tandis que d'autres auteurs ont utilisé la méthode des éléments finis ([Isa71], [Ryb71], [Her85], [Wan78]...). D'autres méthodes se sont basées sur des méthodes asymptotiques afin de diminuer les temps de calcul. Ces méthodes font l'hypothèse d'une évolution asymptotique des contraintes au voisinage de l'interface, qui sont qualifiées de singulières car elles tendent vers l'infini [Leg87] [Dest88]. Pour caractériser ce comportement asymptotique, de nombreux auteurs utilisent des formulations par éléments finis spécifiques [Pag94], par exemple de type éléments de frontière [Dav96] [Pru05], éléments finis de frontière, [Mit06], éléments finis hybrides [Ngu06] [Mag08]....

Plutôt que d'avoir recours à des méthodes asymptotiques et à des formulations par éléments finis spécifiques, nous avons préféré utiliser la méthode classique des éléments finis avec un raffinement du maillage au voisinage des bords libres et des interfaces inter-plis. En effet, même si ces calculs requièrent plus de temps, ils permettent d'obtenir une image des champs de déplacements et de déformations susceptibles d'être observés par la caméra sur le bord libre de l'éprouvette.

Les calculs par éléments finis ont été effectués avec des logiciels standards du commerce (MSC Software) : PATRAN pour le maillage, et NASTRAN pour le solveur. Les éléments finis utilisés sont volumiques de types tétraédriques ou hexaédriques à interpolation linéaire sur les déplacements. Pour l'ensemble des calculs, le comportement élastique linéaire des matériaux est celui qui a été identifié à l'aide de relations contrainte-déformation linéaires jusqu'à rupture et dont les résultats sont présentés au *chapitre 2*. Chaque matériau a été considéré comme un matériau homogène équivalent, quelle que soit la taille de l'élément. Hormis à l'interface entre plis, où les éléments sont quelquefois constitués de résine pure, les fibres et la matrice n'ont jamais été maillées séparément.

Dans la mesure où le gradient de contraintes est très important près du bord libre, le maillage a été raffiné dans cette zone, sans toutefois descendre en dessous de la taille d'une cellule élémentaire représentative, c'est-à-dire celle d'une fibre enrobée de matrice. Soient  $V_f$  la fraction volumique de fibres que l'on a estimée à environ 0.6 (voir *chapitre 2 paragraphe 2.4*),  $d$  le diamètre des fibres qui a été pris à  $7 \mu\text{m}$  (c'est-à-dire la taille moyenne des fibres

haute résistance, voir *chapitre 2*) et  $a$  la taille de la cellule élémentaire, que l'on doit déterminer (*figure 3.1*).

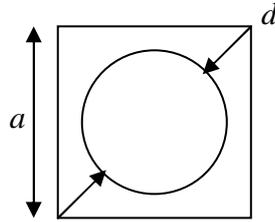


Figure 3.1 Cellule élémentaire représentative

$V_f$  peut s'exprimer selon la relation suivante

$$V_f = \frac{\pi d^2}{4a^2} \quad (3.1)$$

ce qui permet d'en déduire la taille  $a$  du côté de la cellule élémentaire

$$a = \frac{d}{2} \sqrt{\frac{\pi}{V_f}} \approx 8\mu m \quad (3.2)$$

Dans la zone de raffinement, nous avons donc veillé à prendre une taille du plus petit côté du plus petit élément hexaédrique supérieure ou égale à  $a$ , et considéré le matériau comme homogène (matériau homogène équivalent).

Les calculs ont été effectués sur des éprouvettes de 100 mm de long et 10 mm de large, constituées de différentes séquences d'empilement, sollicitées en traction uniaxiale. Toutes les séquences d'empilement considérées étant symétriques, seule une demi-séquence a été maillée. Les conditions aux limites, représentées sur la *figure 3.2*, sont les suivantes :

- a) blocage des déplacements suivant  $z$  aux nœuds appartenant au plan de symétrie  $(x,y,0)$  ;
- b) blocage des déplacements suivant  $y$  en deux nœuds à chaque extrémité de coordonnées  $(-50, 0, 0)$  et  $(50, 0, 0)$  ;
- c) blocage des déplacements suivant  $x$  en un seul nœud au centre de l'éprouvette, de coordonnées  $(0, 0, 0)$ .

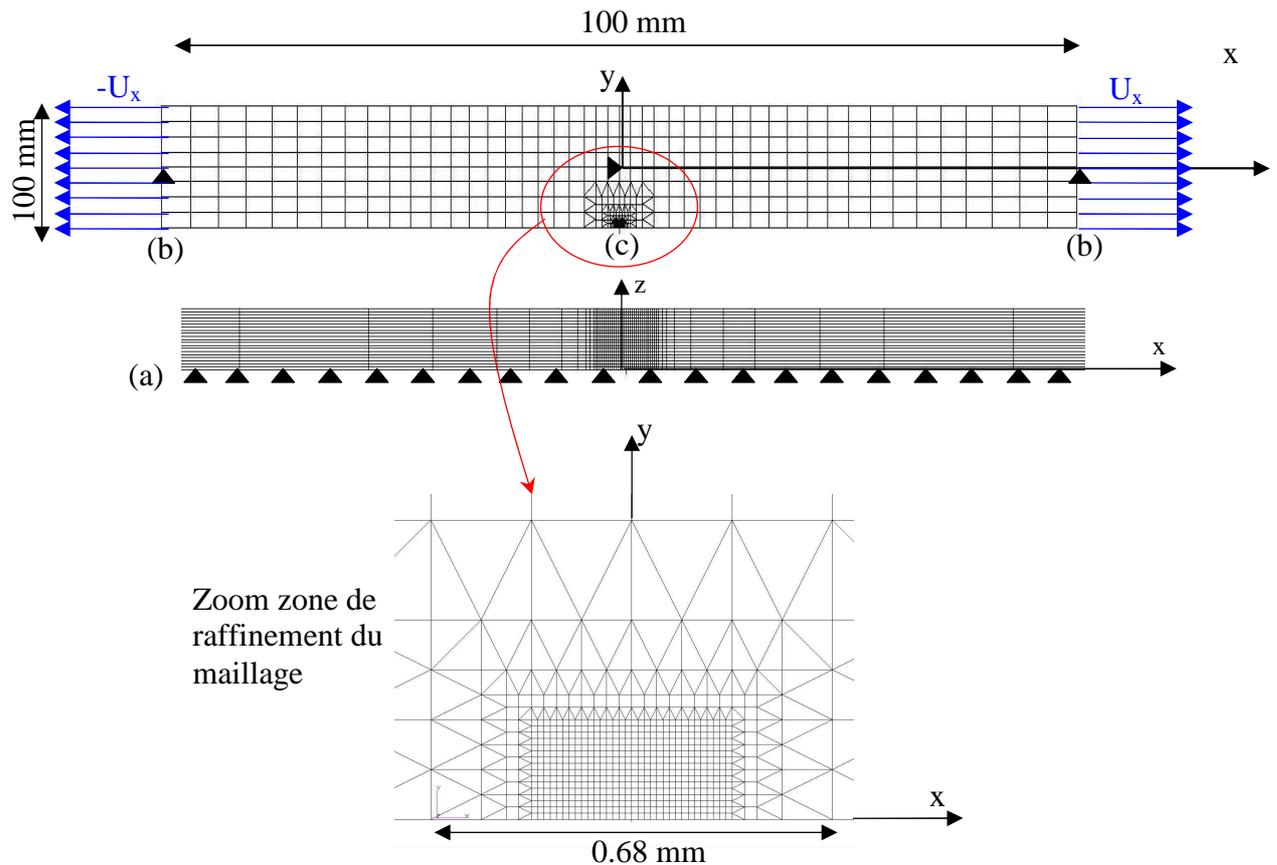


Figure 3. 2 Maillage de la structure pour les calculs par éléments finis

Sachant que dans l'éprouvette, les champs de déformations seront uniformes en fonction de la longueur  $x$ , il n'est pas nécessaire de raffiner le maillage sur l'intégralité du bord libre. Ceci permet en outre de limiter la taille du problème à un nombre raisonnable de degrés de liberté pour éviter d'avoir des temps de calculs trop importants. Pour ces raisons, le maillage a été raffiné dans une zone d'environ 0.5 mm de large sur le bord libre. Une décroissance progressive du volume des éléments à l'approche du bord libre a été obtenue grâce à l'utilisation d'éléments tétraédriques (figure 3.2). La zone de maillage fin est constituée d'éléments hexaédriques d'environ 10  $\mu\text{m}$  de côté, c'est-à-dire de taille très légèrement supérieure à la valeur de  $a$  déterminée précédemment. Dans l'épaisseur, chaque pli est discrétisé lui aussi par des éléments hexaédriques de 10  $\mu\text{m}$  de côté environ, ce qui donne 20 éléments dans l'épaisseur d'un pli de 0.2 mm.

### 3.2. Comparaison avec des données bibliographiques

Nous avons comparé les résultats obtenus grâce à cette démarche à des résultats de la littérature afin de nous assurer que les résultats obtenus étaient conformes à ceux obtenus par différents auteurs sur le même sujet. La première comparaison porte sur les travaux de Pipes et Pagano [Pip70] qui ont étudié le cas d'une éprouvette de séquence [(45/-45)<sub>s</sub>] sollicitée en déformation uniaxiale. Ils ont établi, à partir de la théorie de l'élasticité, et en supposant que les contraintes sont indépendantes de la coordonnée  $x$ , un système d'équations différentielles à deux dimensions qu'ils ont résolu par la méthode des différences finies. Ils ont ainsi montré l'apparition d'un état de contraintes tridimensionnel, avec des contraintes qui évoluent fortement au voisinage des bords libres et des interfaces entre les plis orientés à 45° et -45°. Nous nous sommes donc placés dans une configuration identique, c'est-à-dire une éprouvette constituée de quatre plis de 0.5 mm d'épaisseur orientés selon la séquence [(45/-45)<sub>s</sub>]. Les propriétés du matériau unidirectionnel étudié par [pip70] sont données dans le *tableau 3.1*,

$E_1$ (GPa)	137.9
$E_2$ (GPa)	14.5
$E_3$ (GPa)	14.5
$E_4$ (GPa)	11.7
$E_5$ (GPa)	11.7
$E_6$ (GPa)	11.7
$\nu_{12}$	0.21
$\nu_{13}$	0.21
$\nu_{23}$	0.21
$h^0$ (mm)	0.5

Tableau 3.1 Propriétés élastiques issues de [Pip70]

La *figure 3.3* montre l'évolution de la contrainte de cisaillement  $\sigma_{xz}$  à l'interface entre les plis orientés à +45° et -45° le long de l'axe  $y$ , en fonction de la distance au bord libre. Conformément à la théorie classique des stratifiés, la contrainte  $\sigma_{xz}$  est nulle au centre de la structure, mais augmente de façon singulière à l'approche du bord libre. On peut noter sur la *figure 3.3* une bonne correspondance des résultats des simulations réalisées avec ceux de [Pip70].

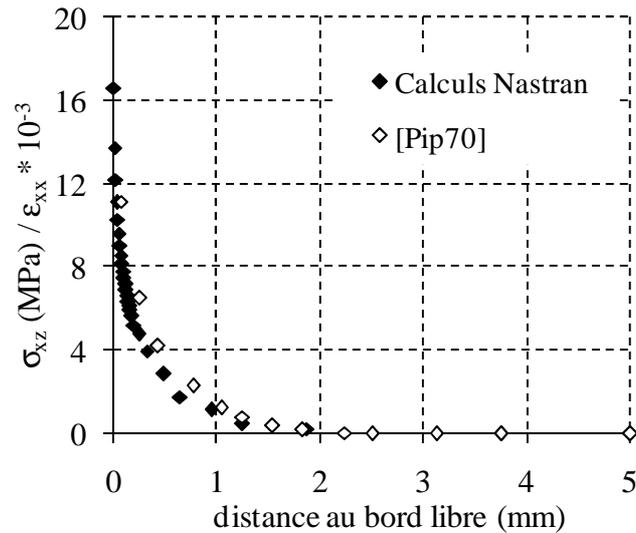


Figure 3. 3 Evolution de la contrainte de cisaillement  $\sigma_{xz}$  à l'interface  $45^\circ/-45^\circ$  en fonction de la distance au bord libre, comparaison avec [Pip70]

Nous avons ensuite comparé nos résultats avec ceux obtenus par Herakovich [Her89a] par calculs par éléments finis 2D en élasticité plane sur une éprouvette stratifiée en carbone / époxyde T300 / 5208 (dont les propriétés élastiques sont données dans le *tableau 3.2*) de séquence d'empilement  $[0_2/90_2]_s$  sollicitée en traction.

$E_1$ (GPa)	132.0
$E_2$ (GPa)	10.8
$E_3$ (GPa)	10.8
$E_4$ (GPa)	11.3
$E_5$ (GPa)	11.3
$E_6$ (GPa)	11.3
$\nu_{12}$	0.238
$\nu_{13}$	0.238
$\nu_{23}$	0.49
$h^0$ (mm)	0.125

Tableau 3. 2 Propriétés élastiques issues de [Her89a]

L'évolution de la contrainte d'ouverture  $\sigma_{zz}$  dans le plan médian le long de l'axe y en fonction de la distance au bord libre a été tracée sur la *figure 3.4*. Comme précédemment, la contrainte est nulle à l'intérieur du stratifié. Là encore, on note une bonne corrélation avec nos résultats et ceux de [Her89a].

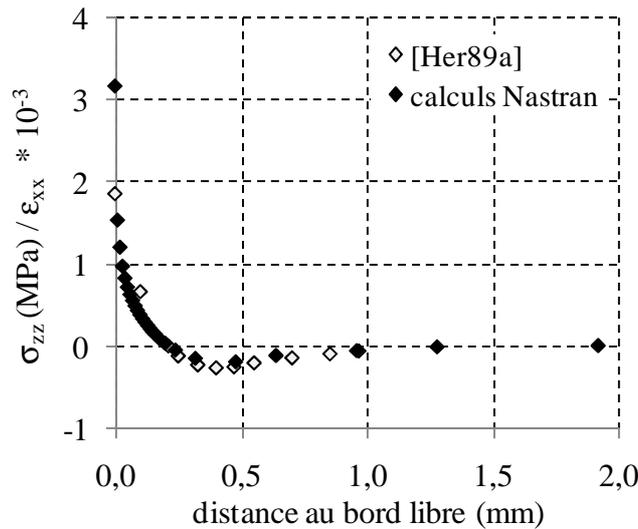


Figure 3. 4 Evolution de la contrainte de cisaillement  $\sigma_{zz}$  dans le plan médian le long de l'axe y d'un stratifié de séquence  $[0_2/90_2]_s$  en fonction de la distance au bord libre, comparaison avec [Her89a]

Nous avons également comparé nos résultats avec ceux plus récents de Reddy [Red04] qui a étudié par calculs par éléments finis les effets de bord dans un stratifié de séquence  $[45/-45]_s$  dont les propriétés sont celles données dans le *tableau 3.1*. La *figure 3.5* montre les évolutions, sur le bord libre ( $y=-5$ ) dans le plan  $(x,z)$ , le long de l'axe  $z$ , de la contrainte d'ouverture  $\sigma_{zz}$  et de la contrainte de cisaillement  $\sigma_{xz}$ . La contrainte  $\sigma_{xz}$  augmente de façon importante à l'approche de l'interface  $+45^\circ / -45^\circ$  tandis que  $\sigma_{zz}$  diminue et prend des valeurs négatives. Nos résultats montrent les mêmes tendances que ceux obtenus par [Red04] avec un pic positif de cisaillement  $\sigma_{xz}$  et un pic négatif de contraintes  $\sigma_{zz}$ .

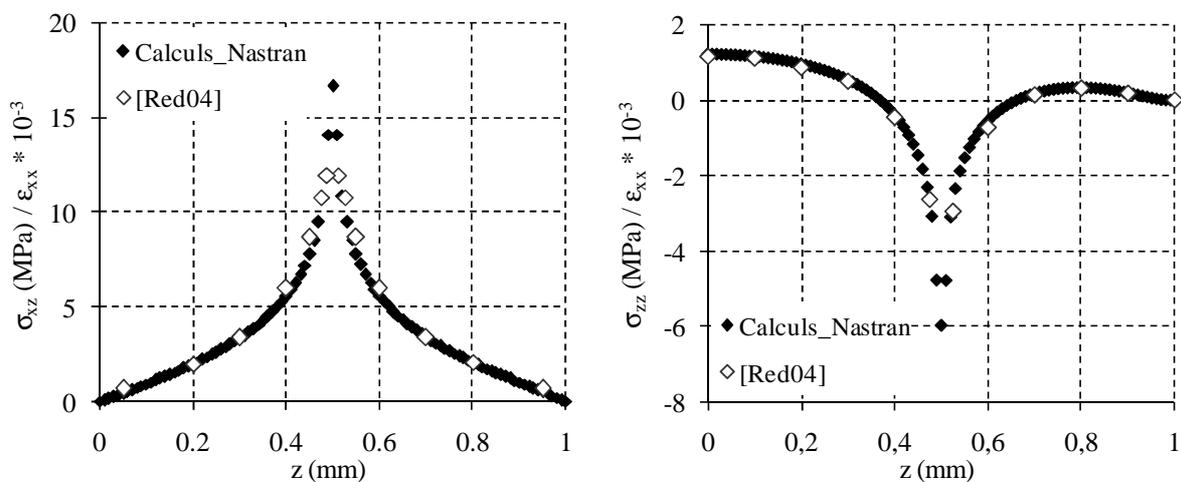


Figure 3. 5 Evolution de  $\sigma_{xz}$  et  $\sigma_{zz}$  en fonction  $z$  sur le bord libre dans le plan  $(x, y = -5, z)$  d'un stratifié de séquence  $[45/-45]_s$ , comparaison avec [Red04]

Enfin, pour terminer, nous avons comparé nos résultats numériques avec ceux de [Her85] obtenus par interférométrie de moiré. Les calculs ont été effectués sur des séquences à plis alternés de type  $[(\pm\theta)_2]_s$  avec  $\theta=10^\circ, 30^\circ$  et  $45^\circ$ , les propriétés du pli étant celles données dans le *tableau 3.2*. La *figure 3.6* compare, sur une demi-séquence d'empilement, les champs de déplacement  $u_x$  calculés avec Nastran et ceux mesurés par [Her85]. Les franges d'interférence représentent les lignes d'iso-déplacement que l'on peut ici comparer de façon qualitative aux déplacements calculés par éléments finis. On peut ainsi remarquer la similitude entre les champs, avec des gradients de déplacements inter-plis très importants pour  $\theta = 10^\circ$ , qui diminuent lorsque  $\theta$  augmente.

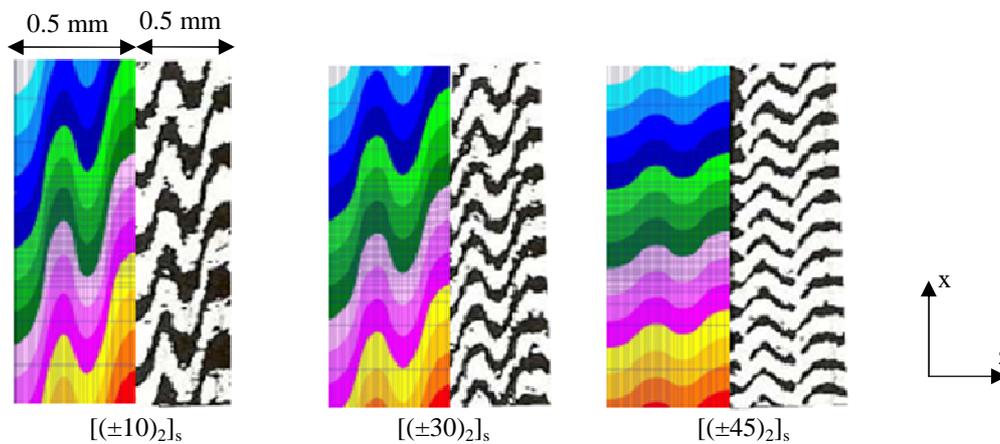


Figure 3. 6 Carte des déplacements  $u_x$  sur le bord libre d'un stratifié de séquence  $[(\pm\theta)_2]_s$  pour  $\theta=10^\circ, 30^\circ, 45^\circ$ , comparaison avec [Her85]

Ces comparaisons montrent clairement, que l'utilisation d'un code de calculs par éléments finis standard permet d'obtenir, moyennant la construction d'un maillage adapté, des résultats en accord avec des résultats numériques et expérimentaux disponibles dans la littérature et obtenus par différentes approches. La similitude entre les champs de déplacements calculés et les résultats expérimentaux obtenus par interférométrie de moiré semble prometteuse, car elle souligne la possibilité d'utiliser les techniques de mesure de champs pour mettre en évidence les effets de bord libres. Cependant, il reste légitime de se poser la question de la validité des résultats de calculs à des échelles d'observation plus fines, compte tenu des hypothèses restrictives adoptées (matériau homogène équivalent, comportement élastique linéaire, idéalisation des interfaces...). Néanmoins, comme nous le verrons plus loin, les calculs par éléments finis nous seront très utiles pour mettre en évidence et quantifier l'influence de certains paramètres (tels que l'épaisseur de l'interphase) sur les champs de déformations. En effet, les calculs par éléments finis fourniront une base à

l'interprétation des résultats expérimentaux et inversement, ces derniers permettront de montrer les limites des modélisations ainsi que l'influence de certains paramètres non pris en compte dans les simulations (tels que la non-linéarité de la relation contrainte – déformation, particulièrement en cisaillement).

### 3.3. Modélisation d'éprouvettes droites avec interfaces parfaites

Pour estimer l'amplitude des champs qui seront mesurés, des calculs ont été effectués sur les trois matériaux présentés au *chapitre 2*. Nous exposerons d'abord en détails les résultats obtenus sur le composite à base de CTS / 920, puis les résultats sur les autres matériaux seront présentés de façon plus synthétique.

Lors des essais, seuls les champs de déplacements  $u_x$  et  $u_z$  sur la tranche de l'éprouvette (c'est-à-dire dans le plan  $(x,z)$ ) seront accessibles à la mesure. C'est donc l'amplitude de ces déplacements que l'on cherche ici à estimer, afin de sélectionner les séquences d'empilement pour lesquelles ils seront les plus importants pour être les plus facilement mesurables. Même si expérimentalement on ne mesurera pas la composante hors plan du déplacement, ce dernier peut venir perturber les mesures en modifiant la profondeur de champ, il est donc intéressant d'en avoir une estimation.

Les calculs par éléments finis ont été effectués sur des configurations simples constituées de huit plis orientés à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  selon la séquence  $[(0/90)_2]_s$  (séquence à plis croisés), ou de plis orientés à  $\pm \theta$ , (séquence à plis alternés). Aux deux extrémités des éprouvettes, on applique un déplacement de 0.25 mm afin d'obtenir une déformation axiale macroscopique de 0.5%. Nous noterons par la suite cette déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ , car il s'agit de la déformation moyenne sur l'ensemble de l'éprouvette, à l'échelle macroscopique. En réalité localement, il existe aussi une déformation  $\varepsilon_{xx}$ , qui n'est pas forcément égale à  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ . Au centre de l'éprouvette, les déformations peuvent être calculées par la théorie classique des stratifiés et dans ce cas, nous avons bien  $\varepsilon_{xx} = \langle \varepsilon_{xx} \rangle$ . Lorsqu'on s'approche du bord libre, la déformation locale ne sera plus forcément égale à  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ , d'où la nécessité de différencier déformations macroscopiques (qui, à l'échelle de l'éprouvette résultent du chargement global) et déformations locales (qui, à l'échelle des plis, résultent du chargement et des effets de bord).

### 3.3.1. Séquence d'empilement à plis croisés [(0/90)<sub>2</sub>]<sub>s</sub>

La *figure 3.7* montre la cartographie des champs de déplacement  $u_x$  calculés dans une éprouvette de séquence [(0/90)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> vue du dessus sous une déformation macroscopique  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$ . Les lignes d'iso-déplacements demeurent bien rectilignes sans aucune perturbation au voisinage des bords libres.

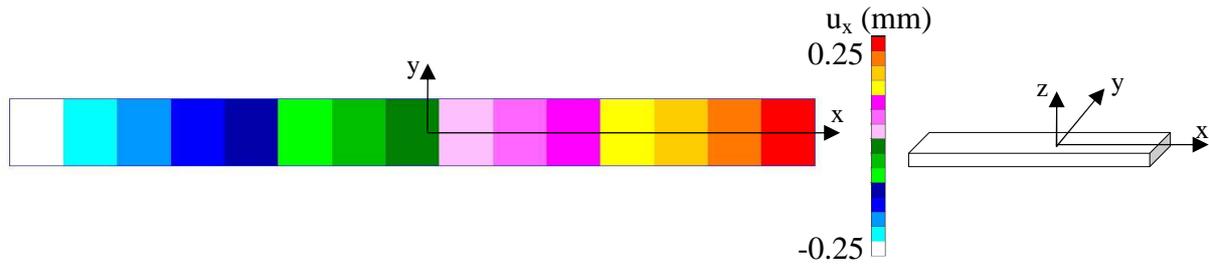


Figure 3. 7 Cartographie des déplacements  $u_x$  sur la face supérieure d'un stratifié [(0/90)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> de CTS / 920 soumis à  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$

La *figure 3.8* présente les cartographies des champs de déplacement  $u_x$  et  $u_z$  sur la tranche de l'éprouvette (dans le plan (x,-5,z)) dans la zone de raffinement du maillage, les interfaces interlaminaires étant représentées par les lignes en pointillés. On remarque l'absence de gradients de déplacements inter-plis pour  $u_x$ , les lignes d'iso-déplacements étant toutes verticales. En ce qui concerne les déplacements  $u_z$ , ils varient dans l'épaisseur en fonction de l'orientation des plis, avec des lignes plus « resserrées » dans les plis à 0°.

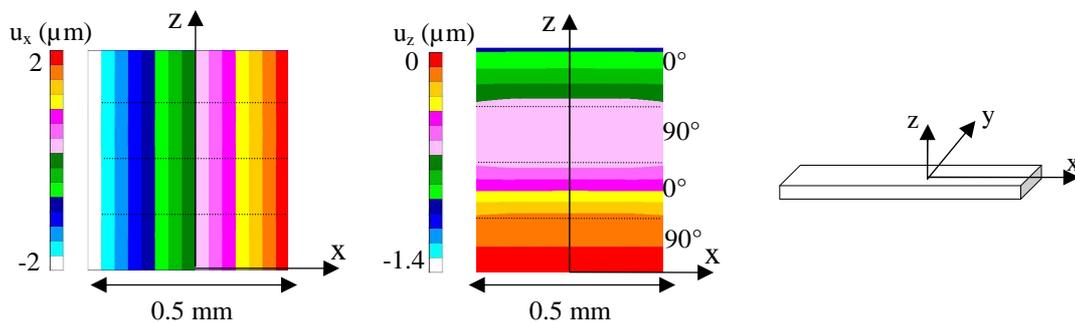


Figure 3. 8 Cartographie des déplacements  $u_x$  et  $u_z$  sur la tranche d'un stratifié [(0/90)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> de CTS / 920 soumis à  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$

Les déplacements dans l'épaisseur (direction z) ont été tracés sur la *figure 3.9* pour les nœuds appartenant à la ligne sur le bord libre de coordonnées (0, -5, z).

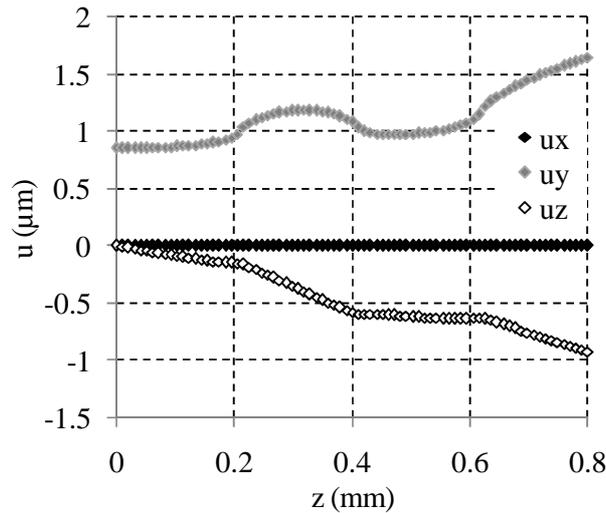


Figure 3. 9 Variation des déplacements  $u_x$ ,  $u_y$  et  $u_z$  sur le bord libre, le long d'une ligne de coordonnées  $(0, -5, z)$  sous  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.5 \%$

Les déplacements  $u_x$  sont uniformes dans l'épaisseur, alors que les déplacements  $u_y$  et  $u_z$  présentent des gradients de faible amplitude. Les déplacements hors plan  $u_y$  présentent de faibles gradients à l'intérieur de chaque pli, qui s'intensifient niveau des interfaces. Les déplacements  $u_z$ , quant à eux, évoluent de façon quasi-linéaire dans chaque pli, avec un changement de pente à chaque interface. Le déplacement  $u_z$  reste inférieur au micromètre, on peut donc d'ores et déjà supposer qu'il sera difficile de les mesurer expérimentalement avec un champ d'observation de plusieurs centaines de micromètres de côté. Les séquences d'empilement à plis croisés de type  $[(0/90)_2]_s$  ne constituent donc pas des séquences pertinentes pour les essais car elles n'entraînent pas, a priori, des déplacements suffisamment importants pour être mesurés.

### 3.3.2. Séquence d'empilement à plis alternés $[(\theta/-\theta)_2]_s$

Nous avons ensuite étudié des séquences à plis alternés de type  $[(\theta/-\theta)_2]_s$  pour différentes valeurs de  $\theta$ .

La figure 3.10 présente la cartographie des déplacements  $u_x$  sur la face supérieure de l'éprouvette lorsque  $\theta = 15^\circ$ . Elle met en évidence l'existence de lignes rectilignes d'iso-déplacements perpendiculaires à l'axe du chargement au centre de l'éprouvette, avec l'apparition d'un gradient à l'approche du bord libre, qui se traduit par des lignes d'iso-déplacements en forme de « S », comme on peut le voir sur le zoom réalisé dans la zone de

maillage fin. On peut ainsi mettre en évidence la zone d'influence des effets de bord à l'approche du bord libre.

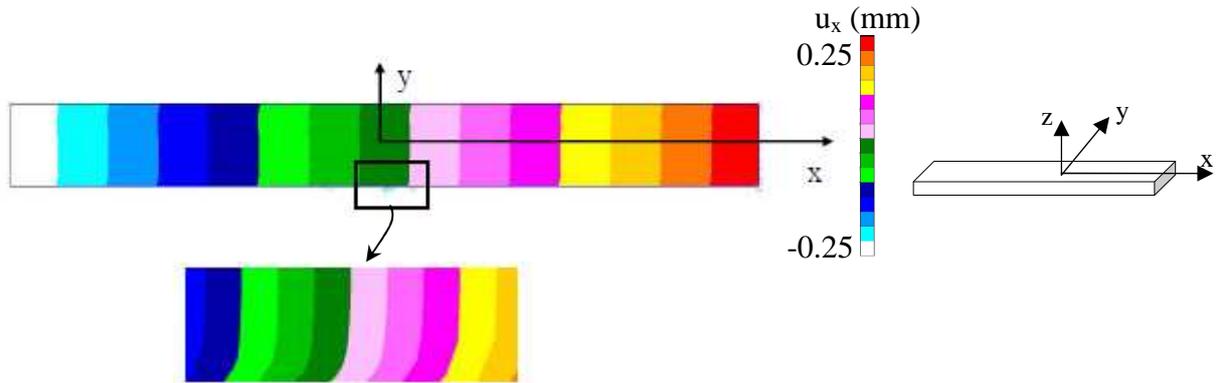


Figure 3. 10 Cartographie des déplacements  $u_x$  sur la face supérieure d'un stratifié  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 pour  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.5 \%$

Le tableau 3.3 rassemble les cartographies des déplacements  $u_x$  sur la tranche  $(x,z)$  de l'éprouvette pour différentes valeurs de  $\theta$ . La taille de chaque zone est de l'ordre de 0.5 mm x 0.8 mm. On observe des gradients de déplacements qui apparaissent au voisinage des interfaces entre les plis orientés à  $\theta$  et à  $-\theta$ , avec des valeurs maximales pour  $\theta = 15^\circ$ . Les calculs ayant été effectués pour les trois matériaux qui seront étudiés par la suite, les mêmes tendances ont été observées sur ces trois matériaux.

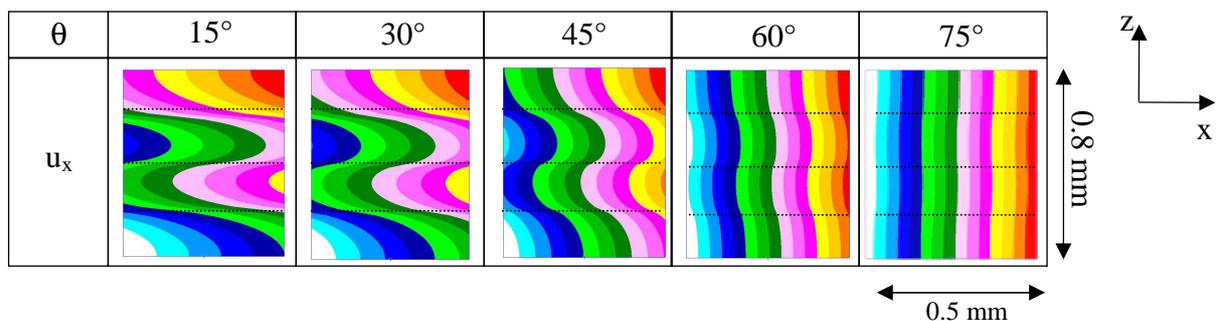


Tableau 3. 3 Cartographie des déplacements  $u_x$  sur la tranche  $(x,z)$  d'éprouvettes  $[(\theta/-\theta)_2]_s$  de CTS / 920 sous  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$ .

Comme précédemment, nous avons ensuite tracé sur la figure 3.11, les variations des déplacements  $u_x$  et  $u_z$  en fonction de  $z$  pour les nœuds situés sur une même ligne verticale de coordonnées  $(0,-5,z)$  pour  $\theta = 15^\circ$  (le nœud situé en  $z = 0$  appartient au plan médian). A l'intérieur des plis, les gradients de déplacements  $u_x$  sont faibles, mais deviennent importants au voisinage de chaque interface  $+15^\circ/-15^\circ$ . En ce qui concerne les déplacements  $u_z$ , ils

restent inférieurs à  $0.7 \mu\text{m}$  et ne présentent pas de gradients significatifs aux interfaces. Il sera donc probablement difficile, d'un point de vue expérimental, de les mesurer en raison de leurs faibles amplitudes.

Les effets de bord dans les stratifiés à plis alternés se manifestent donc principalement par l'existence de gradients de déplacements  $u_x$  au niveau des interfaces interlaminaires.

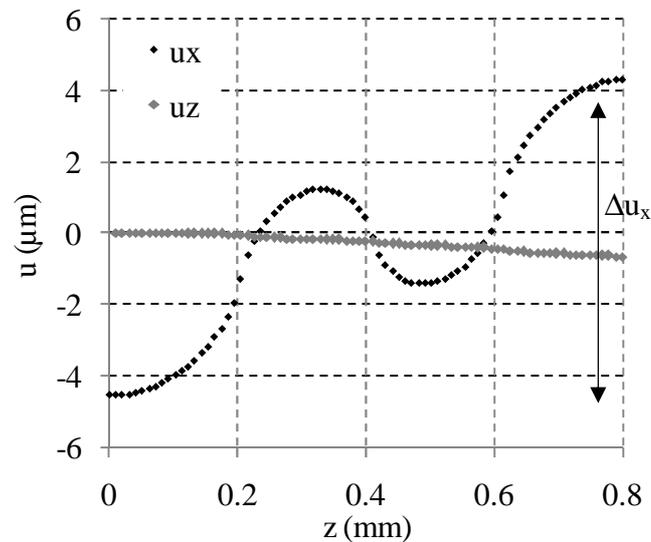


Figure 3. 11 Evolution des déplacements  $u_x$  sur le bord libre en fonction de l'épaisseur  $z$  le long de la ligne  $(0, -5, z)$  avec  $\theta=15^\circ$  et sous  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.5 \%$

Afin d'estimer l'amplitude du gradient de déplacements  $u_x$  pour une déformation macroscopique  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  donnée, nous avons déterminé la valeur  $\Delta u_x$ , différence entre les valeurs extrêmes minimale et maximale prises par  $u_x$  pour les nœuds de coordonnées  $(0, -5, z)$ . Plus  $\Delta u_x$  est grand, plus il est facile de le mesurer. Ainsi en comparant les valeurs de  $\Delta u_x$  il est possible de comparer la « mesurabilité » des différentes configurations. Sur la *figure 3.12*, on voit que pour les trois matériaux,  $\Delta u_x$  augmente pour  $\theta$  compris entre  $0^\circ$  et  $15^\circ$ , puis tend vers 0 pour des valeurs supérieures à  $60^\circ$ . La séquence la plus propice à la mesure est obtenue pour des valeurs de  $\theta$  de  $\pm 15^\circ$ , et l'ordre de grandeur des déplacements à mesurer est estimé entre  $5 \mu\text{m}$  et  $10 \mu\text{m}$ . C'est donc cette séquence d'empilement que nous avons étudié expérimentalement par la suite.

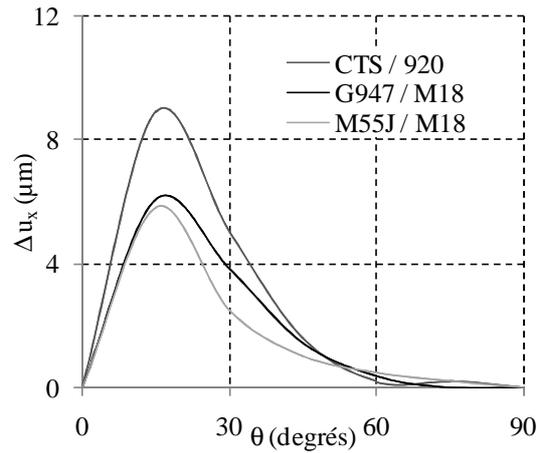


Figure 3. 12 Variation de  $\Delta u_x$  sur le bord libre, le long de la ligne  $(0, -5, z)$  pour les trois matériaux étudiés en fonction de  $\theta$  sous  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.5 \%$

Sur la *figure 3.13*, les déplacements  $u_y$  sont compris entre 24.5 et 25  $\mu\text{m}$ , ils varient légèrement d'un pli à l'autre, avec un pic au niveau des interfaces interlaminaires. On retrouve le même ordre de grandeur pour les trois matériaux. Ces gradients de déplacements hors-plan peuvent venir perturber la mesure en modifiant la netteté d'un pli par rapport à l'autre. Néanmoins, ils sont ici de très faible amplitude, on peut donc supposer qu'ils ne perturberont pas de façon trop importante les mesures.

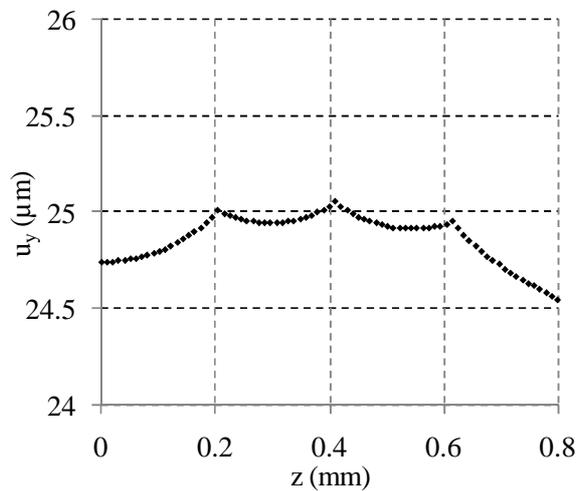


Figure 3. 13 Variation de  $u_y$  sur le bord libre, le long de  $(0, -5, z)$  en fonction de  $z$  pour  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.5 \%$  dans une éprouvette  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920

Les déformations  $\varepsilon_{xx}$ ,  $\varepsilon_{zz}$  et  $\varepsilon_{xz}$  seront calculées à partir de la mesure des champs de déplacements  $u_x$  et  $u_z$ . Afin d'avoir une idée des déformations que subira le matériau, nous avons tracé sur la *figure 3.14* la variation de  $\varepsilon_{xx}$  sur le bord libre  $(0, -5, z)$  pour une déformation

$\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de 0.5%. Le long du bord libre, la déformation locale  $\varepsilon_{xx}$  prend une valeur légèrement supérieure à  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ , de l'ordre de 0.58 %, avec une légère inflexion de la courbe au voisinage de chaque interface.

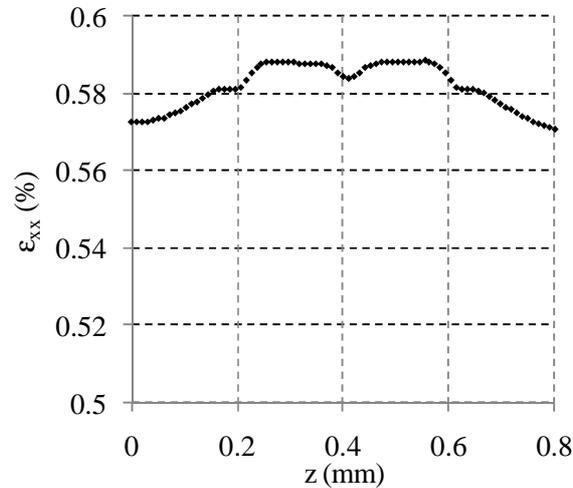


Figure 3. 14 Variation de  $\varepsilon_{xx}$  le long de la ligne  $(0, -5, z)$  en fonction  $z$  pour  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$  dans une éprouvette  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920

La déformation  $\varepsilon_{zz}$ , représentée sur la *figure 3.15*, est négative le long du bord libre avec des pics à chaque interface. Pour ce type de séquence d'empilement, cette déformation ne sera pas à l'origine du délaminage puisqu'au contraire elle aura tendance à « refermer » les interfaces et donc à retarder le délaminage.

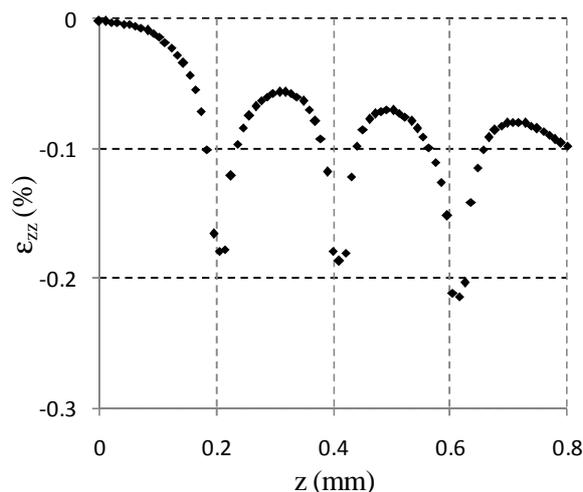


Figure 3. 15 Variation de  $\varepsilon_{zz}$  en fonction de l'épaisseur  $z$  pour  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$  dans une éprouvette  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920

Dans les stratifiés à plis alternés, c'est la déformation de cisaillement qui sera potentiellement à l'origine du délaminage, comme le montre la *figure 3.16*. En effet, les gradients de déplacements  $u_x$  en fonction de  $z$  tracés sur la *figure 3.17* sont à l'origine de pics de cisaillement prenant des valeurs très importantes sur le bord libre au voisinage de chaque interface  $+\theta/-\theta$ . Ces pics diminuent rapidement à l'intérieur de la structure, lorsque la distance au bord libre augmente, comme le montre la *figure 3.16*, où par exemple, à 200  $\mu\text{m}$  du bord libre ( $y=-4.8$  mm), le pic de cisaillement a déjà perdu plus de 80% de son intensité.

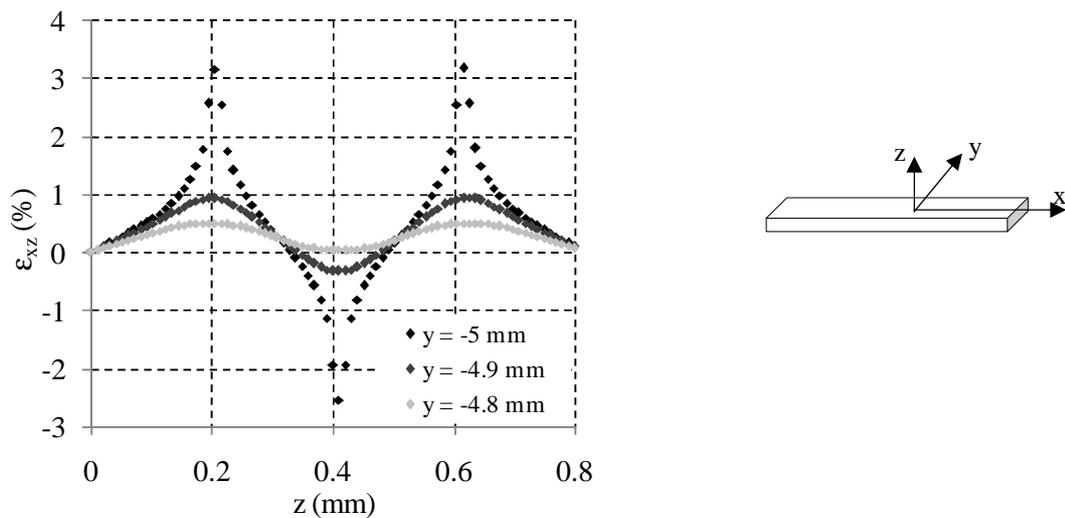


Figure 3. 16 Variation de  $\epsilon_{xz}$  le long des lignes de coordonnées  $(0, -5, z)$ ,  $(0, -4.9, z)$  et  $(0, -4.8, z)$  en fonction de  $z$  sous  $\langle \epsilon_{xz} \rangle = 0.5\%$  dans une éprouvette  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920

Il faut également signaler que, la solution mathématique du problème de bord libre est de nature asymptotique, c'est-à-dire que la déformation tend vers l'infini lorsque la distance au bord libre tend vers 0. La méthode de calcul par éléments finis ne permet pas de mettre en évidence cette singularité puisque les résultats de calculs dépendent de la taille du maillage. Raffiner le maillage au voisinage du bord libre, avec des éléments d'une taille inférieure à celle d'une cellule élémentaire, n'aurait plus de sens physique dans le cadre de l'hypothèse d'un matériau homogène équivalent.

En outre, il faut remarquer que la notion de singularité est la conséquence de l'utilisation d'un modèle asymptotique où l'interface interlaminaires est plane et d'épaisseur nulle, ce qui n'est pas le cas en réalité. Si les déformations singulières existaient dans le stratifié, ce dernier serait endommagé par fissuration et délaminage dès la moindre sollicitation.

Par exemple, l'augmentation brutale de la déformation en cisaillement sur la *figure 3.16* au voisinage des interfaces sur le bord libre finira par atteindre, dans le matériau réel, une valeur élevée mais finie. Les résultats présentés ici permettent donc de rendre compte de tendances qui se traduisent par de fortes concentrations de déformations, notamment en cisaillement, au voisinage des interfaces interlaminaires.

Les valeurs des pics de déformation calculés par éléments finis varient avec l'orientation des fibres, et sont maximales entre les plis orientés à  $15^\circ$  et  $-15^\circ$ .

On a vu au cours l'étude bibliographique (*chapitre 1*) que les effets de bord étaient induits par les différences entre les propriétés mécaniques des plis adjacents. Dans le cas des stratifiés à plis alternés, les pics de déformation de cisaillement sont dus aux différences entre les coefficients d'influence mutuelle  $\eta_{xy,x}$  d'un pli à l'autre. Pour chacun des trois matériaux, l'écart entre ces coefficients est maximal entre les plis orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$ , d'où les valeurs maximales des pics des déformations  $\varepsilon_{xz}$  aux interfaces interlaminaires  $\pm 15^\circ$  (*figure 3.17*).

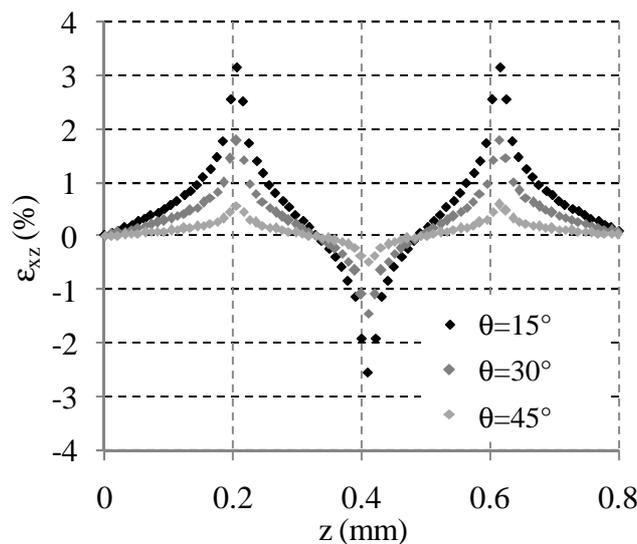


Figure 3. 17 Variation de  $\varepsilon_{xz}$  en fonction de  $z$  le long de la ligne  $(0, -5, z)$  sous  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$  dans une éprouvette  $[(\theta/-\theta)_2]_s$  de CTS / 920 avec  $\theta = 15, 30, 45^\circ$

Par ailleurs, la plupart des auteurs montrent que les effets de bord sont amplifiés lorsque l'épaisseur des plis augmente. Cette tendance est confirmée par la *figure 3.18* qui présente le cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  sur la tranche  $(x, z)$  le long d'une ligne de coordonnées  $(0, -5, z)$ , de deux éprouvettes de M55J / M18 de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  et  $[(15_2/-15_2)_2]_s$ . On constate un pic positif de cisaillement d'environ 3.5% pour des couches de 0.1 mm d'épaisseur et de 4.5 % pour des couches de 0.2 mm d'épaisseur (plis doublés).

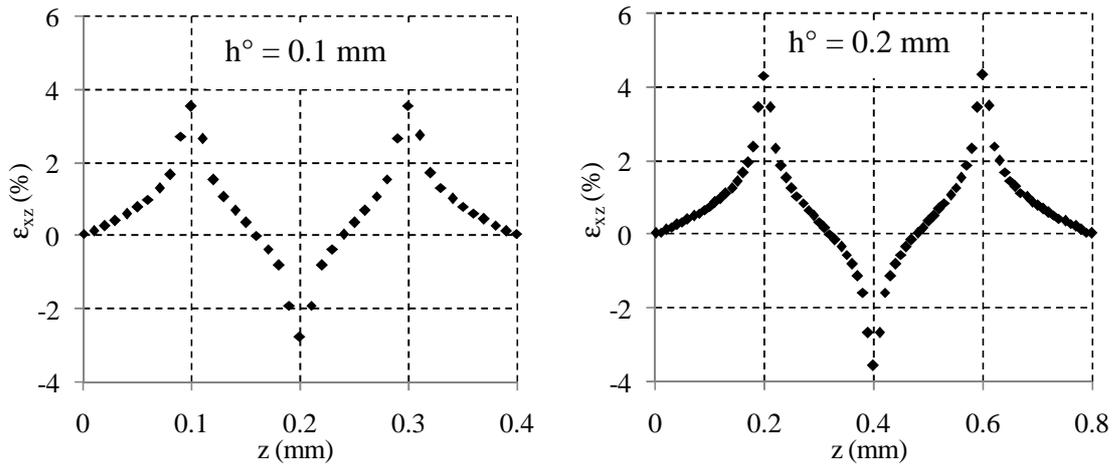


Figure 3. 18 Variation de  $\varepsilon_{xz}$  en fonction de  $z$  sur le bord libre le long de  $(0, -5, z)$  pour des éprouvettes de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  et  $[(15_2/-15_2)_2]_s$  de M55J / M18 sous  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$

### 3.3.3. Variations des champs mesurés en fonction de la face observée

Les calculs éléments finis 3D ont été effectués sur une demi-éprouvette avec des maillages raffinés d'un côté au voisinage du bord libre sur une face que nous appellerons face A. Ces stratifiés ne présentent pas la même configuration si on les regarde sur la face avant A ( $y = +5$  mm) et la face arrière B ( $y = -5$  mm) en raison de son comportement anti-symétrique par rapport au plan  $(x, y=0, z)$ . Par ailleurs, les champs cinématiques observés et calculés sur chaque face seront différents, si les mesures et les calculs sont faits sur une face différente comme le montrent les figures 3.19 et 3.20 en raison du comportement antisymétrique du stratifié par rapport au plan  $(x, y=0, z)$ . Soient A et B les deux bords libres opposés du stratifié. La figure 3.19 représente la variation de  $u_x$  et  $\varepsilon_{xz}$  sur les deux faces A et B en fonction de l'épaisseur.

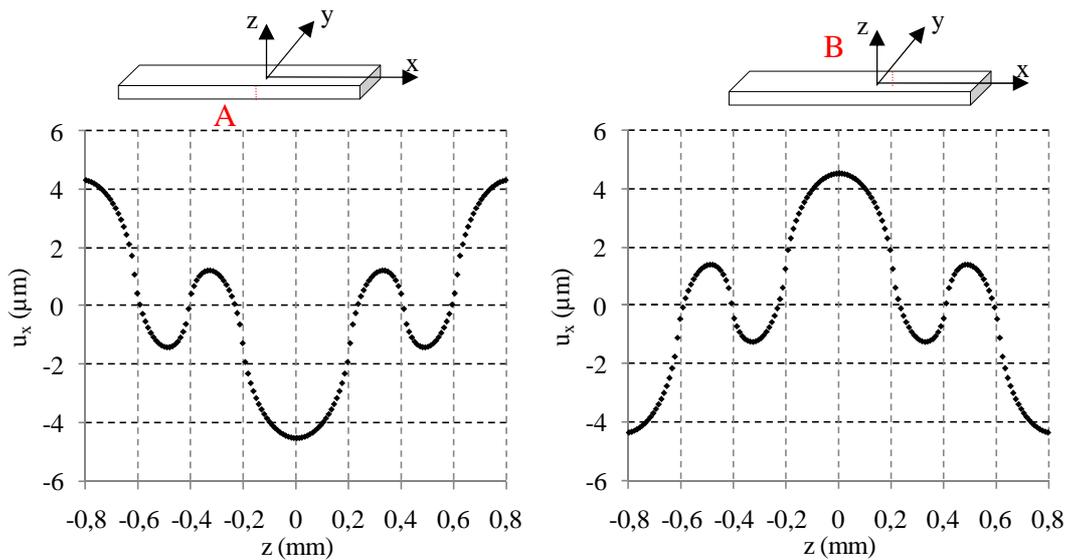


Figure 3. 19 Variation des déplacements  $u_x$  en fonction de  $z$  sur deux lignes de coordonnées  $(0,-5,z)$  et  $(0,5,z)$  sur les faces A et B dans éprouvettes de CTS / 920 de séquence  $[(15/-15)_2]$  sous  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.5 \%$

De même, la figure 3.20 représente la variation des déformations sur les faces A et B.

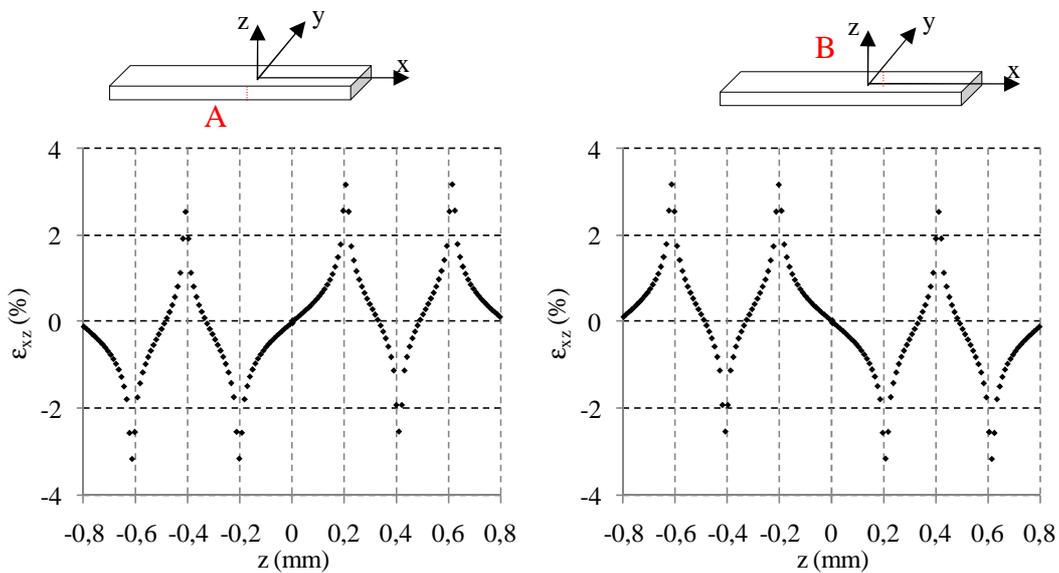


Figure 3. 20 Variation des déformations  $\varepsilon_{xz}$  en fonction de  $z$  sur deux lignes de coordonnées  $(0,-5,z)$  et  $(0,5,z)$  sur les faces A et B dans éprouvettes de CTS / 920 de séquence  $[(15/-15)_2]$  sous  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.5 \%$

Comme il est difficile à l'œil de repérer la face observée relativement à la séquence de stratification, la face sur laquelle les champs mécaniques seront mesurés sera identifiée par comparaison avec les champs mécaniques calculés sur une demi-éprouvette.

Jusqu'alors, les calculs éléments finis ont été effectués sur des matériaux supposés idéaux avec l'hypothèse d'un comportement homogène équivalent et des interfaces interlaminaires parfaitement planes et d'épaisseurs nulles. Or, on a vu au *chapitre 2* que la microstructure du matériau est loin d'être aussi idéale. Aussi, nous avons effectué des calculs complémentaires prenant en compte une épaisseur entre les plis constituée de résine pure. Les interfaces interlaminaires ne se réduisent donc plus à des surfaces, mais sont constituées d'un volume de résine appelé interphase.

### 3.4. Modélisation d'éprouvettes droites avec interphases

Au cours du *chapitre 2*, nous avons montré que la structure réelle pouvait être considérée comme homogène à l'intérieur des plis et des torons de fibres, avec la présence, entre les plis, d'interphases constituées uniquement de résine et d'épaisseurs variables non nulles. Les effets de bord étant des phénomènes essentiellement localisés dans ces zones, on peut s'attendre à ce qu'ils soient influencés par la géométrie de ces interphases. Les résultats de calculs présentés ici ont pour objectif de montrer, de manière simple, en idéalisant l'interphase réelle par une interphase plane d'épaisseur constante, l'influence potentielle de cette épaisseur sur les valeurs et les répartitions des déformations de bord libre. Ceci permettra d'apporter des éléments d'interprétation des phénomènes susceptibles d'être mesurés par la suite sur les matériaux réels.

Pour effectuer ces calculs, nous avons repris le maillage présenté sur la *figure 3.2*, en prenant soin d'ajouter une couche de résine entre deux plis consécutifs. La résine est considérée comme un matériau homogène et isotrope dont les propriétés sont données dans le *tableau 3.4*.

E (GPa)	3.76
G (GPa)	1.352
$\nu$	0.39

Tableau 3. 4 Caractéristiques élastiques de la résine époxyde 920 (données fournisseur)

Une couche de résine d'épaisseur  $e$  a été maillée entre chaque pli homogène équivalent orienté à  $+15^\circ$  et à  $-15^\circ$ . Une épaisseur  $e/2$  a été maillée au-dessus du plan de symétrie et au

voisinage du bord supérieur de l'éprouvette comme le montre la *figure 3.21*. Des calculs ont été menés pour des épaisseurs d'interphases de 5  $\mu\text{m}$ , 10  $\mu\text{m}$ , 20  $\mu\text{m}$  et 40  $\mu\text{m}$  (correspondant à l'ordre de grandeur de celles mesurées au *chapitre 2*) sur un stratifié constitué d'unidirectionnel CTS / 920.

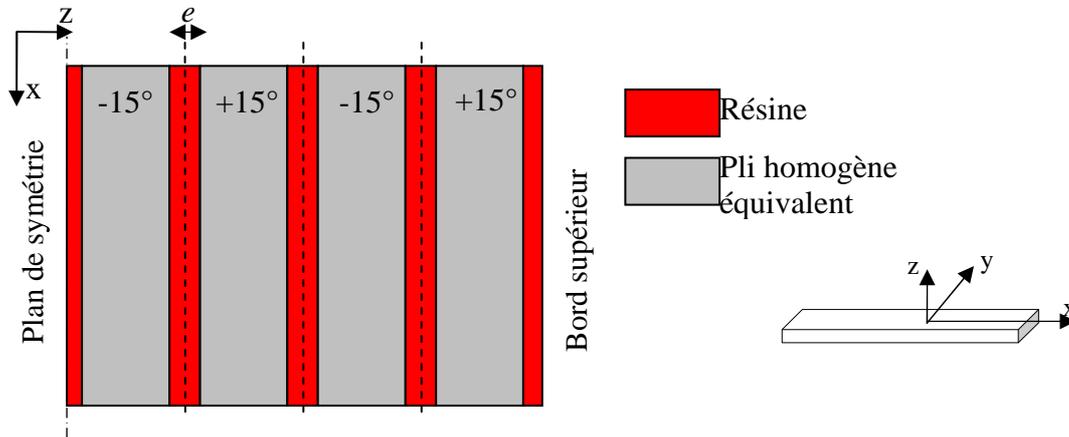


Figure 3. 21 Géométrie et position des interphases interlaminaires

La résine étant un matériau homogène et isotrope, l'interphase a été discrétisée par des éléments de 2.5  $\mu\text{m}$  dans l'épaisseur (il n'y a plus lieu de respecter la taille minimale de la cellule élémentaire définie précédemment à partir du diamètre des fibres). Une épaisseur de résine de 5  $\mu\text{m}$  a donc été discrétisée par 2 éléments à travers l'épaisseur, tandis qu'une épaisseur de 40  $\mu\text{m}$  a été discrétisée par 16 éléments.

La *figure 3.22* présente les variations de  $u_x$  dans l'épaisseur  $z$  sur le bord libre le long de la ligne de coordonnées  $(x,-5,z)$  pour les différentes épaisseurs d'interphase. De manière générale, l'amplitude des déplacements  $\Delta u_x$  est de l'ordre de 8  $\mu\text{m}$  quelle que soit la valeur de  $e$ . Cependant, si l'on regarde attentivement ce qui se passe au niveau des interfaces, en faisant un zoom dans cette zone, on observe des différences entre ces déplacements calculés pour les différentes épaisseurs d'interphases. On remarque que la pente du déplacement  $u_x$  en fonction de  $z$  est plus importante au voisinage d'une interface d'épaisseur de 5  $\mu\text{m}$  que d'une interface de 40  $\mu\text{m}$ . Ainsi, le gradient de  $u_x$  est d'autant plus important que  $e$  diminue.

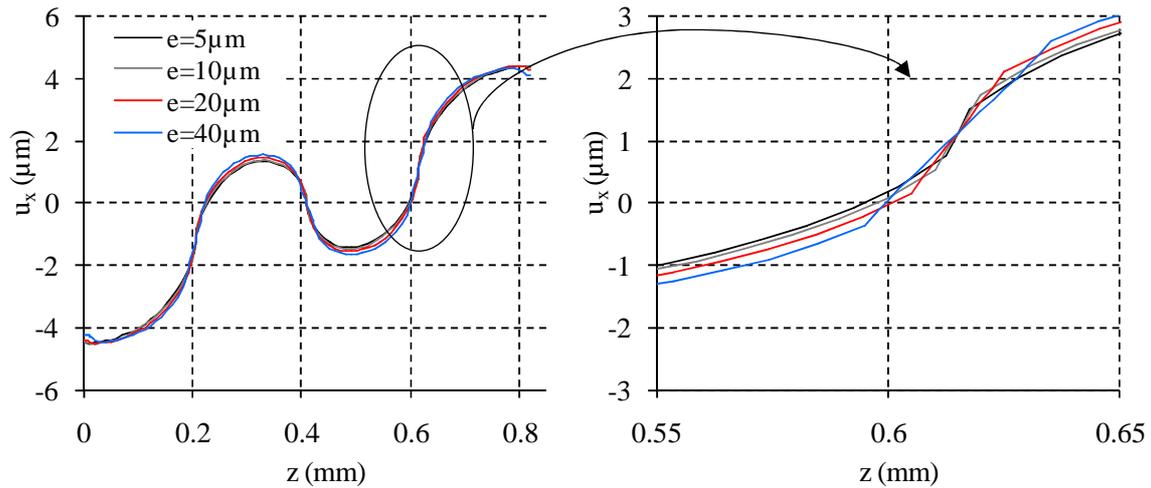


Figure 3.22 Variations de  $u_x$  en fonction de  $z$  le long de la ligne de coordonnées  $(0, -5, z)$  sur le bord libre pour différentes épaisseurs d'interphase  $e$  dans la séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 sous  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$

La figure 3.23 présente la variation de  $u_z$  en fonction de  $z$ . Elle montre que l'ordre de grandeur du déplacement  $u_z$  reste le même pour toutes les épaisseurs d'interphase.

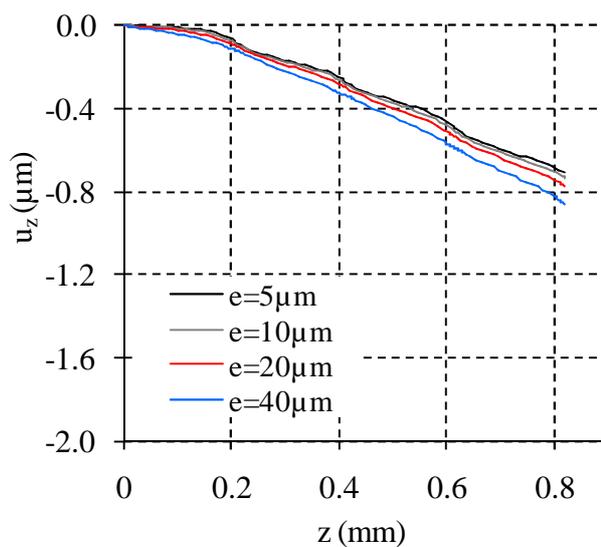


Figure 3.23 Variations de  $u_z$  en fonction de  $z$  le long de la ligne de coordonnées  $(0, -5, z)$  sur le bord libre pour différentes épaisseurs d'interphase  $e$  dans la séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 sous  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$

En ce qui concerne la déformation longitudinale  $\epsilon_{xx}$ , aucune influence significative de l'épaisseur de l'interphase n'a été mise en évidence, ainsi que le montre la figure 3.24 sur laquelle toutes les courbes sont superposées.

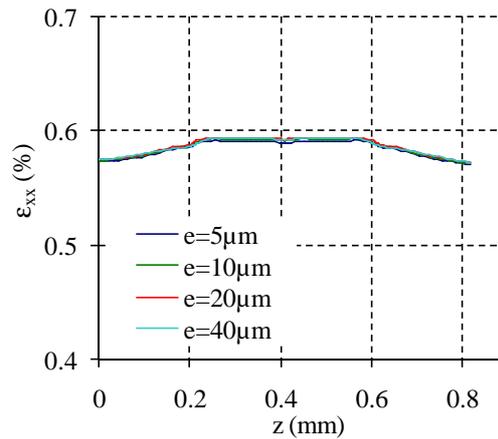


Figure 3. 24 Variations de  $\epsilon_{xx}$  en fonction de  $z$  pour différentes épaisseurs d'interphase  $e$  dans la séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 sous  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$

La figure 3.25 montre les variations de  $\epsilon_{zz}$  sur le bord libre pour différentes épaisseurs d'interphase. On constate que les mêmes tendances sont obtenues quel que soit  $e$  avec des gradients importants à chaque interphase interlaminaire. D'autre part, à chaque interface entre la résine et le pli unidirectionnel on remarque la présence de pics de déformation dont l'amplitude est d'autant plus grande que l'épaisseur de l'interphase est faible.

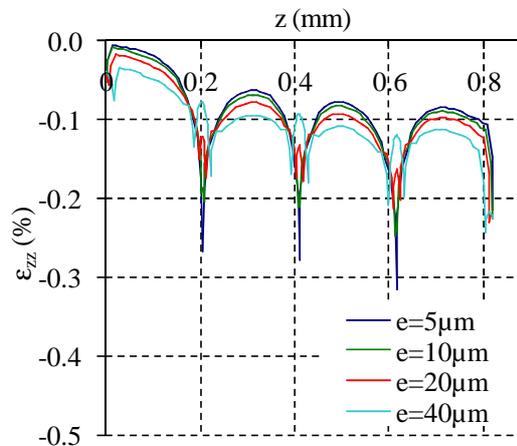


Figure 3. 25 Variations de  $\epsilon_{zz}$  en fonction de l'épaisseur  $z$  pour différentes épaisseurs d'interphase  $e$  dans la séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 sous  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$

Enfin, sur la figure 3.26, nous avons tracé la variation de  $\epsilon_{xz}$  en fonction de  $z$  sur le bord libre le long d'une ligne verticale de coordonnées  $(0,-5,z)$  pour différentes valeurs de  $e$ . On observe, comme c'est le cas pour  $\epsilon_{zz}$ , un pic au niveau des interfaces entre la résine et le pli. Ces pics marquent la singularité qui résulte du passage discontinu d'un matériau à un autre.

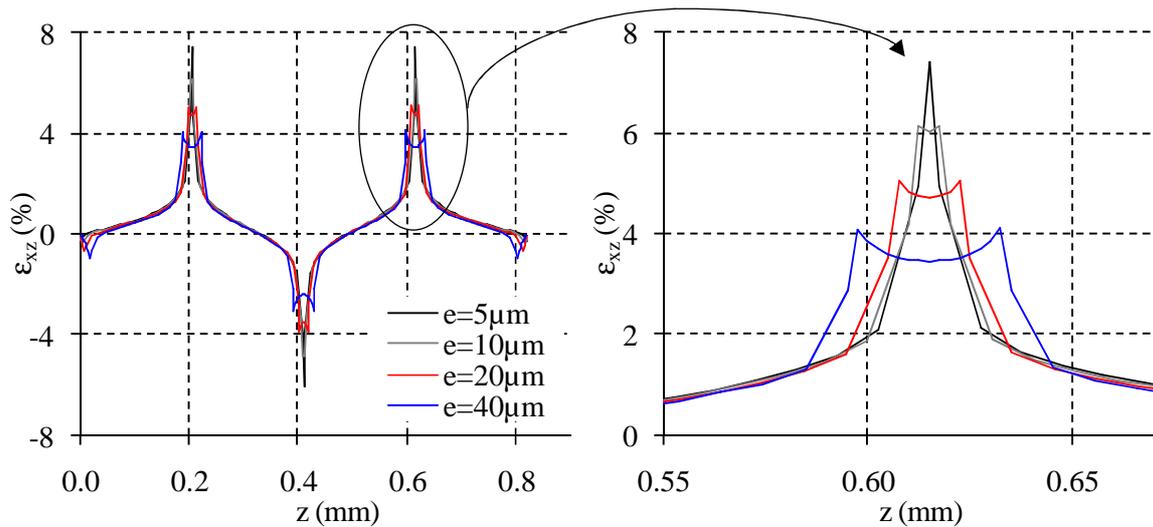


Figure 3. 26 Variations de  $\varepsilon_{xz}$  en fonction  $z$  pour sur le bord libre le long d'une ligne de coordonnées  $(0,-5,z)$  différentes épaisseurs d'interphase  $e$  dans la séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 sous  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$

La figure 3.27 montre l'évolution du cisaillement calculé au centre de l'interphase en fonction de  $e$ . Lorsque  $e$  diminue, l'intensité de  $\varepsilon_{xz}$  suggère un comportement de type asymptotique, sans que nous ayons d'ailleurs cherché à vérifier cette tendance. Cependant lorsque  $e$  n'est pas nul (ce qui est le cas dans les interphases réelles), il semblerait que le pic de déformation soit atténué et se dédouble.

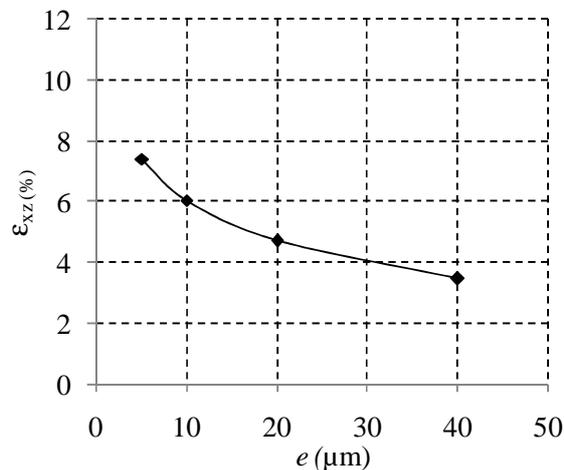


Figure 3. 27 Variations de  $\varepsilon_{xz}$  en fonction de  $e$  dans la séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 sous  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.5\%$

Nous pouvons remarquer que le problème de la singularité a été déplacé car, d'un point de vue mathématique, la singularité existe à l'interface entre la résine et le pli, en raison de la variation discontinue des propriétés mécaniques en passant d'un milieu à l'autre. Le problème est donc reporté de part et d'autre de l'interphase et l'on retrouve la même

problématique que pour l'interface idéalisée. En réalité, en observant les micrographies du chapitre 2 (*figure 2.11*) on constate que le passage de l'interface au pli n'est pas discontinu mais plus ou moins continu. En effet, la résine présente dans les plis et dans l'interphase est la même. Au niveau de la transition pli / interphase (c'est-à-dire sur environ une dizaine de micromètres) les propriétés varient progressivement, ce qui remettrait en cause l'hypothèse d'une variation asymptotique des déformations. De plus, les vraies discontinuités se situent au niveau des interfaces fibre / résine, où l'adhésion entre la fibre et la matrice doit probablement jouer un rôle prédominant.

Ces différents calculs ont permis d'estimer l'ordre de grandeur des déplacements à mesurer ainsi que la répartition des déformations de bord libre. La séquence d'empilement constituée de plis orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$  donnant naissance aux déplacements les plus importants, est choisie pour effectuer les mesures. Les calculs montrent que les pics de cisaillement s'atténuent lorsque l'épaisseur de l'interphase augmente. Ces calculs ont été effectués sur des configurations simples avec des bords libres droits et des épaisseurs d'interphases constantes. Dans les stratifiés réels, les séquences d'empilement sont plus complexes et les géométries peuvent présenter des réductions de section comme dans les structures trouées par exemple, ou des réductions d'épaisseur par arrêts de plis, qui seront problématiques en termes d'amorçage de délaminages. C'est pourquoi nous avons effectué des calculs sur des éprouvettes comportant des sauts de plis afin de mettre en évidence l'influence de la discontinuité géométrique sur les effets de bord. Les résultats sont présentés dans le paragraphe suivant.

### **3.5. Modélisation d'éprouvettes avec sauts de plis**

Dans les structures composites, la variation de section est obtenue en arrêtant progressivement les plis. Dans les structures industrielles, on procède souvent par recouvrement de plis comme le montre la *figure 3.28 (b)*. Ici, nous avons étudié le cas du saut de pli simple, sans recouvrement (*figure 3.28 (b)*).

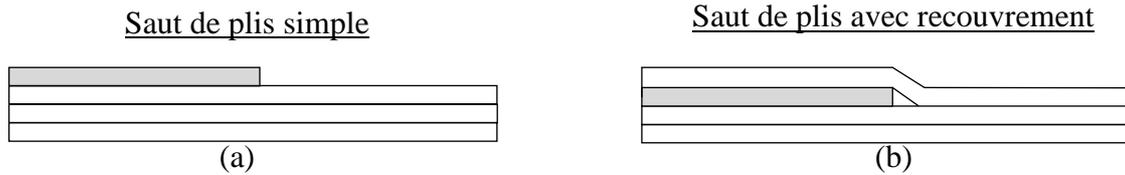


Figure 3. 28 Réduction d'épaisseur par sauts de plis simple et avec recouvrement

Notre objectif est de mettre en évidence l'influence d'une discontinuité géométrique sur les effets de bord. En effet dans ces zones les concentrations de contraintes et de déformations de bord libre sont susceptibles d'être amplifiées, car à la discontinuité matérielle à l'interface entre les plis d'orientations différentes, s'ajoute une discontinuité géométrique due à l'arrêt des plis. Afin de discerner les influences de ces deux types de discontinuités, nous avons d'abord calculé les déformations dans deux types de stratifiés, comportant chacun un saut de plis : le premier comprenant uniquement des couches à  $0^\circ$ , afin de mettre en évidence l'influence du saut de plis uniquement, le second constitué d'une séquence  $+15/-15^\circ$ , afin de mettre en évidence l'influence des deux facteurs.

### 3.5.1. Séquence unidirectionnelle à $0^\circ$ avec sauts de pli

Pour la simulation, les éprouvettes sont supposées en composite CTS / 920 et sont constituées de 8 plis orientés à  $0^\circ$ , avec un saut de deux plis sur chaque face (*figure 3.29*). Les éprouvettes font 100 mm de long et 10 mm de large. Comme précédemment, seule une demi-éprouvette a été maillée avec un plan de symétrie au plan médian ( $x,y,z=0$ ), le maillage ayant été raffiné au voisinage du saut de plis. Les conditions aux limites restent identiques à celles de la *figure 3.2*, et un déplacement de 0.25 mm a été imposé à chaque extrémité pour simuler une traction uniaxiale.

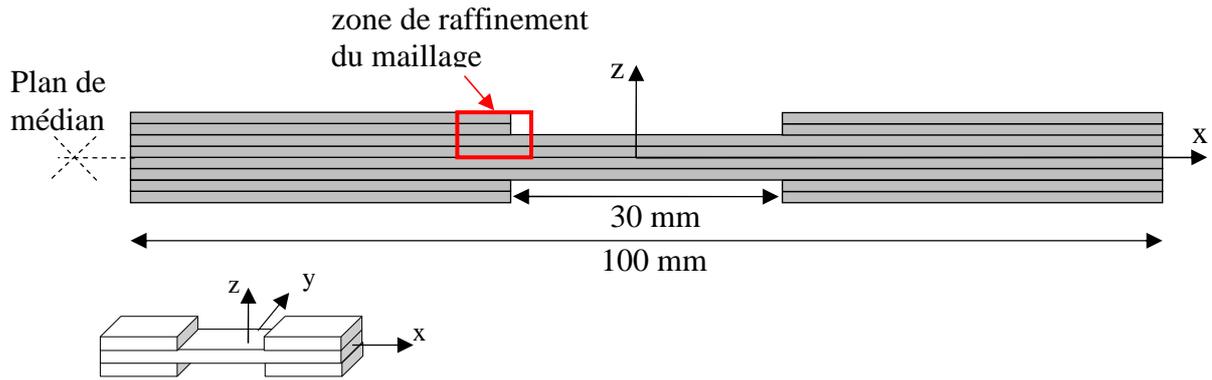


Figure 3.29 Géométrie des éprouvettes avec sauts de pli simulés

Les résultats sont présentés sous forme de courbes de déplacements ou de déformations tracées en fonction de l'épaisseur  $z$ , pour différentes lignes verticales à des distances croissantes du saut de plis, définies sur la *figure 3.30*. La ligne définie par les points de coordonnées  $(x=-15, y=-5, z)$  correspond à la ligne au niveau du saut de plis, et la ligne définie par les points de coordonnées  $(x=-15.2, y=-5, z)$ , par exemple, correspond à la ligne verticale sur le bord libre à une distance de 0.2 mm du saut de pli. La *figure 3.30* illustre la désignation des plis et des interfaces. Les plis A et B sont les deux plis supérieurs qui ont été arrêtés, et les plis C et D sont les deux plis centraux. L'interface  $I_4$  en  $z=0$  correspond au plan médian tandis que l'interface  $I_2$  correspond à l'interface du saut de plis située entre les plis C et B.

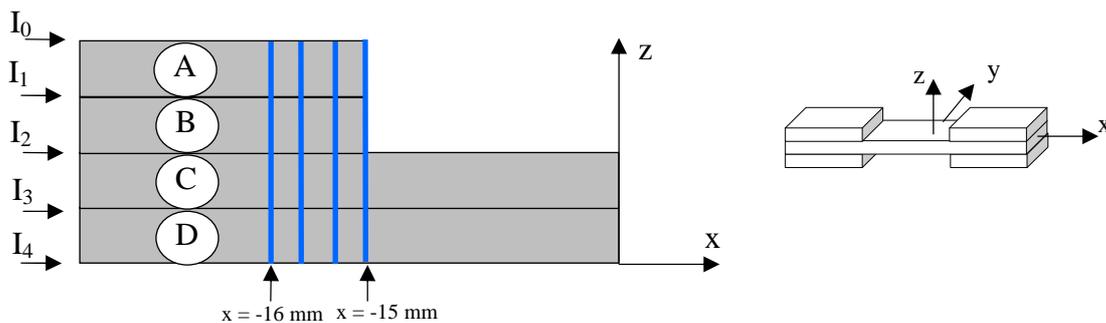


Figure 3.30 Désignation des interfaces et des plis dans le stratifié avec sauts de plis

La *figure 3.31* présente la variation du déplacement  $u_x$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) le long des différentes lignes de la *figure 3.30*. Elle montre des gradients de déplacements importants au voisinage du saut de plis à l'interface  $I_2$ . Ces gradients s'atténuent lorsque la distance au saut de plis augmente.

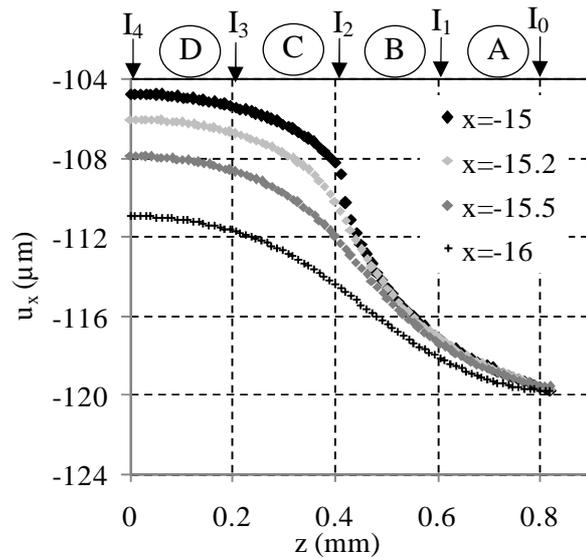


Figure 3.31 Déplacement  $u_x$  en fonction de  $z$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) sur différentes lignes verticales dans une éprouvette à  $0^\circ$  avec sauts de plis

La figure 3.32 montre que les déplacements  $u_z$  présentent des gradients importants au voisinage de l'interface  $I_2$  dans la zone du saut de plis. L'amplitude des déplacements  $u_z$  est plus importante dans les plis A et B que dans les plis C et D, avec une forte variation à l'interface  $I_2$ . On peut également voir que les déplacements  $u_z$  sont positifs à proximité du saut de plis, mais diminuent lorsqu'on s'en éloigne et  $u_z$  redevient négatif. Les gradients de déplacements importants et les valeurs importantes prises par  $u_z$  mettent en évidence que l'interface  $I_2$  est fortement sollicitée et constitue un lieu où les risques d'amorçage de délaminage sont importants.

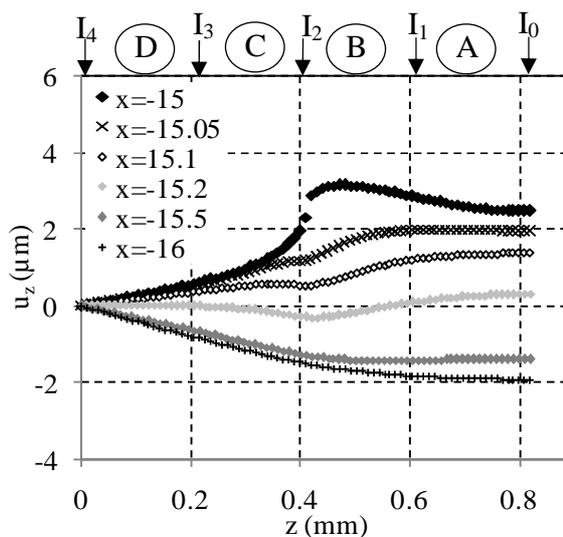


Figure 3.32 Déplacements  $u_z$  en fonction de  $z$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) sur différentes lignes verticales dans une éprouvette à  $0^\circ$  avec sauts de plis

En ce qui concerne les déplacements  $u_y$ , on observe sur la *figure 3.33* des gradients importants à l'interface  $I_2$ . Dans les plis C et D,  $u_y$  est constant, puis diminue fortement dans les plis A et B. Les gradients de déplacements diminuent rapidement lorsqu'on s'éloigne de la zone de saut de pli et  $u_y$  redevient à peu près constant à travers l'épaisseur.

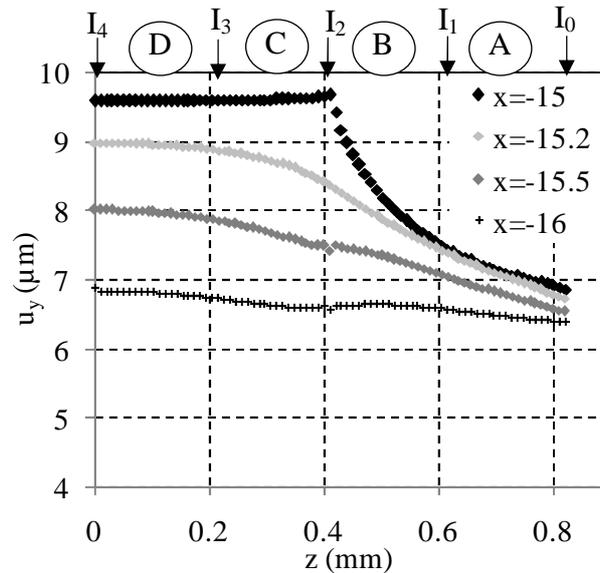


Figure 3.33 Déplacements  $u_y$  en fonction de  $z$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) sur différentes lignes verticales dans éprouvette à  $0^\circ$  avec sauts de plis

La *figure 3.34* présente la variation de  $\varepsilon_{xx}$  en fonction de  $z$ . Si l'on regarde la courbe tracée en  $x = -15$  mm, on constate que la déformation  $\varepsilon_{xx}$  est fortement discontinue. Elle varie peu dans le pli D, où elle vaut environ 0.6 %, puis elle présente une forte augmentation au niveau de l'interface  $I_2$  suivie d'une brusque diminution. La déformation est ensuite nulle dans les plis A et B qui ne sont plus sollicités dans cette zone. Lorsqu'on s'éloigne du saut de pli, les variations de  $\varepsilon_{xx}$  ne sont plus discontinues et la déformation augmente dans les plis A et B.

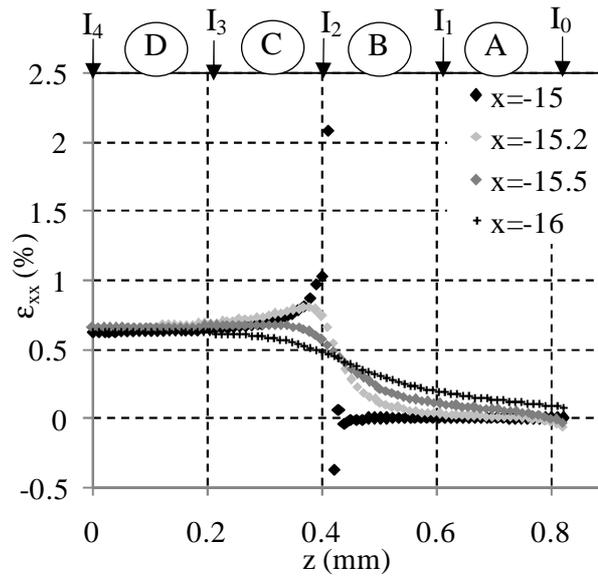


Figure 3.34 Déformations  $\varepsilon_{xx}$  en fonction de  $z$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) sur différentes lignes verticales dans une éprouvette à  $0^\circ$  avec sauts de plis

La variation de la déformation  $\varepsilon_{zz}$  a été tracée sur la figure 3.35 et montre également une évolution singulière de cette déformation, avec un pic au voisinage de l'interface  $I_2$ . Ce pic montre que l'interface a tendance à « s'ouvrir », elle constitue donc un lieu privilégié d'amorçage du délaminage. Lorsqu'on s'éloigne de la zone du saut de pli, la singularité disparaît,  $\varepsilon_{zz}$  diminue et prend des valeurs négatives.

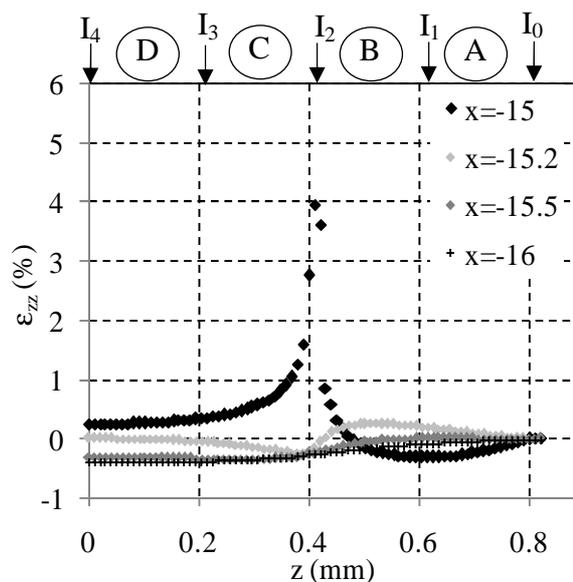


Figure 3.35 Déformations  $\varepsilon_{zz}$  en fonction de  $z$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) sur différentes lignes verticales dans une éprouvette à  $0^\circ$  avec sauts de plis

Enfin, la *figure 3.36* montre que le cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  présente un pic au voisinage du saut de pli à l'interface  $I_2$ , qui s'atténue lorsque la distance au saut de pli augmente.

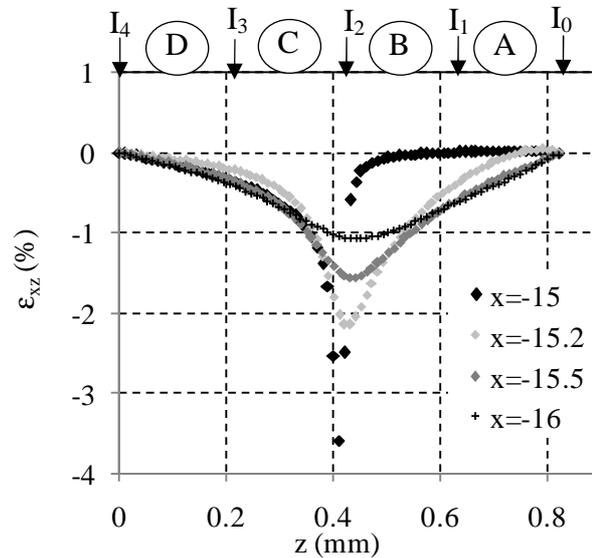


Figure 3. 36 Déformations  $\varepsilon_{xz}$  en fonction de  $z$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) sur différentes lignes verticales dans une éprouvette à  $0^\circ$  avec sauts de plis

Les calculs mettent en évidence des gradients de déplacements importants au voisinage de l'interface du saut de pli, qui entraînent des concentrations de déformation sur les trois composantes  $\varepsilon_{xx}$ ,  $\varepsilon_{zz}$  et  $\varepsilon_{xz}$ . Ces pics s'atténuent rapidement lorsque la distance au saut de pli augmente, notamment pour les déformations longitudinales  $\varepsilon_{xx}$  et transversales  $\varepsilon_{zz}$  pour lesquelles les pics ont complètement disparu à une distance de 1 mm du saut de pli. Même s'il n'y a pas de discontinuité matérielle puisque tous les plis sont orientés à  $0^\circ$ , la zone de saut de pli est le lieu de concentrations de déformations importantes et constitue de ce fait une zone critique d'amorçage potentiel de délaminage. Il s'agit maintenant de regarder comment se comporte la structure composite lorsque le saut de pli se trouve à une interface entre deux plis d'orientations différentes.

### 3.5.2. Séquences [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> avec sauts de plis

Nous avons simulé le cas d'une éprouvette constituée de 8 plis de séquence [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub>. La géométrie de l'éprouvette est la même que précédemment (donnée sur la *figure 3.29*). Seule une demi-éprouvette a été maillée avec un plan de symétrie au plan médian ( $z=0$ ) et les conditions aux limites restent identiques à celles imposées précédemment. Afin de se

rapprocher de la structure du matériau réel, une interphase d'une épaisseur de  $5 \mu\text{m}$  a été maillée entre chaque pli ainsi qu'une épaisseur de résine de  $2.5 \mu\text{m}$  sur le bord supérieur à l'interface  $I_0$  et au plan médian à l'interface  $I_4$ . La dénomination des interfaces et des plis est donnée dans la *figure 3.37* où les flèches donnent la position moyenne des interfaces. Les deux plis supérieurs ont été arrêtés en  $x = 15 \text{ mm}$ , l'interphase  $I_2$  au voisinage du saut de pli apparaît donc entre deux plis orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$ .

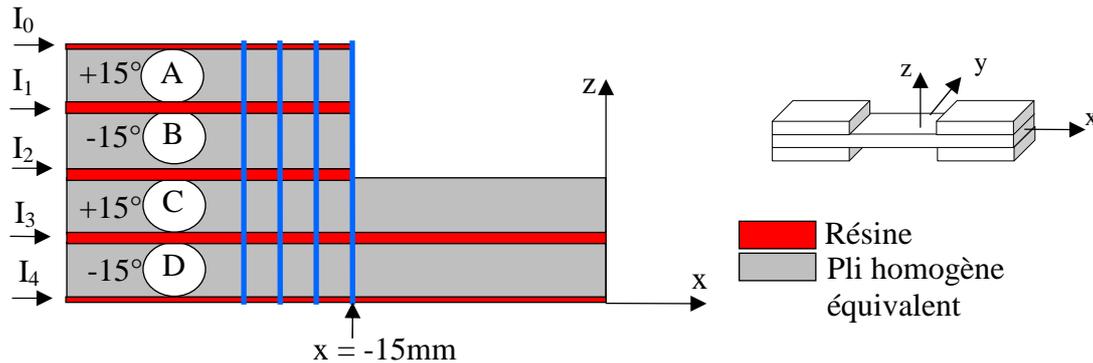


Figure 3. 37 Dénomination des plis et des interfaces dans le cas d'une éprouvette avec sauts de plis de séquence  $[(15/-15)_2]_s$

Les résultats sont présentés pour les nœuds appartenant à plusieurs lignes à des distances croissantes du bord libre. La *figure 3.36* représente les variations des déplacements  $u_x$  en fonction de  $z$  sur ces différentes lignes. Comme c'était le cas dans les éprouvettes à  $0^\circ$  de séquence  $[0]_8$ , on observe des gradients importants au voisinage des interfaces  $I_2$  et  $I_3$ , qui sont amplifiés à l'approche du saut de pli. Même si elle se trouve entre deux plis orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$ , on n'observe pas de gradients au voisinage de l'interface  $I_1$ . Cela s'explique par le fait que dans cette zone, les plis arrêtés ne sont quasiment pas sollicités comme cela a été mis en évidence sur la *figure 3.34* dans le cas de l'éprouvette à  $0^\circ$ . Lorsqu'on s'éloigne du saut de pli, le gradient à l'interface  $I_2$  diminue et un gradient commence à apparaître à l'interface  $I_1$ .

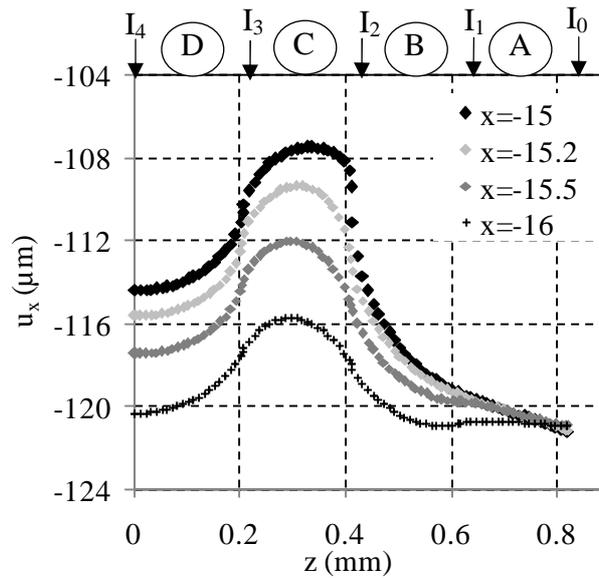


Figure 3. 38 Variation des déplacement  $u_x$  en fonction de  $z$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) sur différentes lignes verticales dans une éprouvette de CTS / 920 de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  avec sauts de plis

La figure 3.39 représente la variation du déplacement  $u_z$  en fonction de  $z$ . A proximité du saut de pli, on observe un pic de déplacement  $u_z$ , ce dernier prenant des valeurs positives dans cette zone. Lorsqu'on s'éloigne du saut de pli, le pic disparaît et  $u_z$  reprend des valeurs négatives.

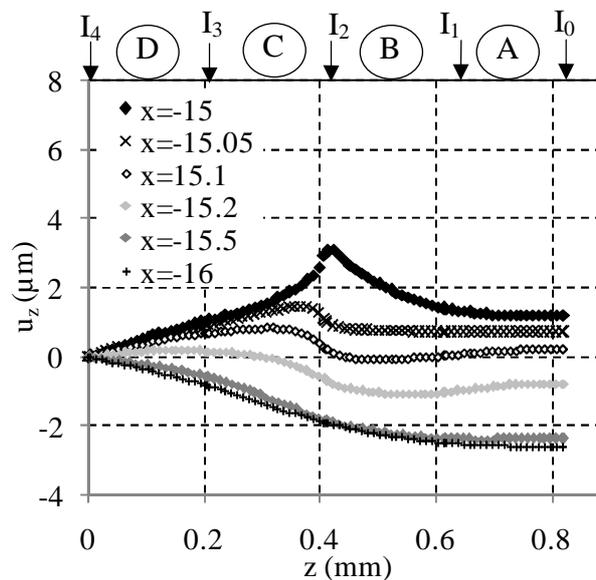


Figure 3. 39 Variation des déplacement  $u_z$  en fonction de  $z$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) sur différentes lignes verticales dans une éprouvette de CTS / 920 de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  avec sauts de plis

Il faudra également s'attendre, expérimentalement, à être confronté dans la zone du saut de pli à des gradients de déplacement hors plan  $u_y$  de quelques micromètres entre les plis A,B et les plis C,D comme le montre la *figure 3.40*, ce qui pourrait perturber les mesures.

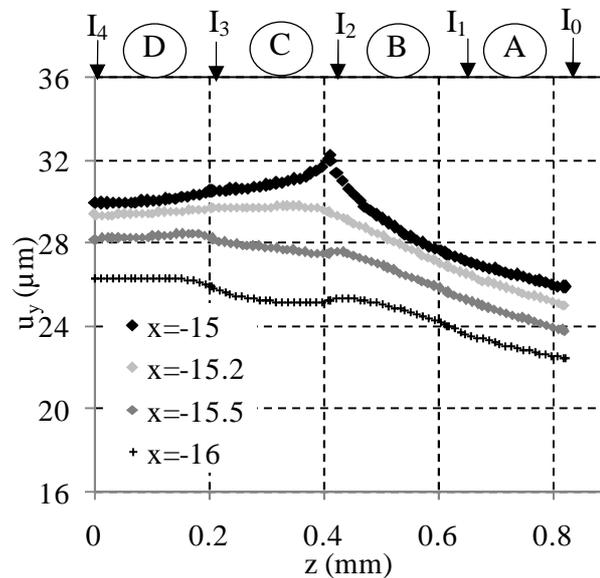


Figure 3. 40 Variation des déplacements  $u_y$  en fonction de  $z$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) sur différentes lignes verticales dans une éprouvette de CTS / 920 de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  avec sauts de deux plis

Les déformations  $\epsilon_{xx}$  et  $\epsilon_{zz}$  (*figure 3.41*) présentent de concentrations importantes avec des pics très élevés, comme c'était le cas dans l'éprouvette constituée uniquement de plis orientés à  $0^\circ$ . On peut voir que la déformation  $\epsilon_{xx}$  présente un pic très important à l'interface  $I_2$ , et s'annule dans les plis A et B. La déformation  $\epsilon_{zz}$  est également fortement discontinue et passe brutalement d'un pic positif à un pic négatif au niveau de l'interface  $I_2$ . En outre, on remarque également qu'au voisinage du bord supérieur de l'éprouvette (à  $z$  environ égal à 0.8 mm), toutes les déformations sont nulles.

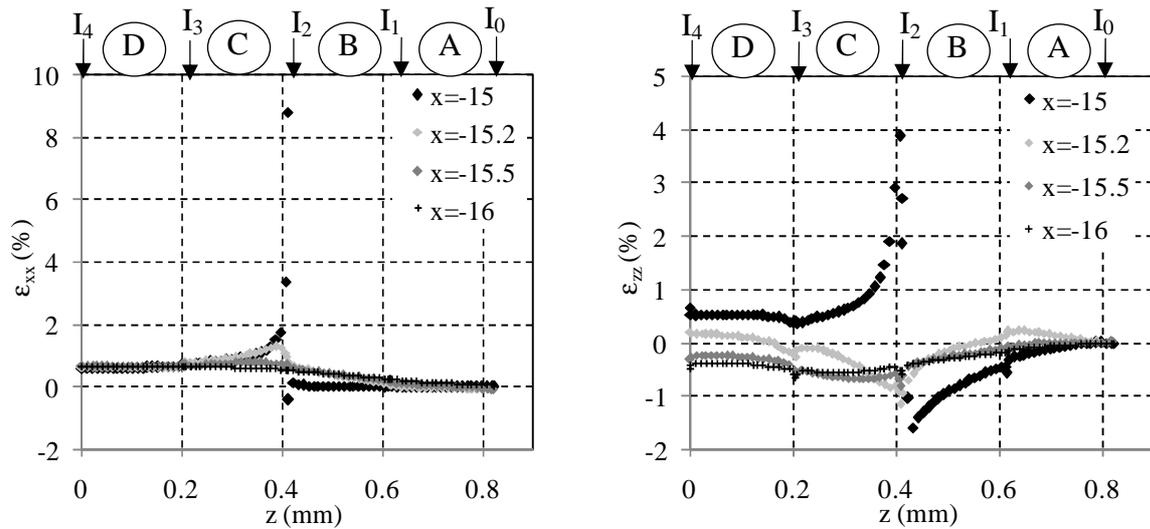


Figure 3.41 Variation des déformations  $\varepsilon_{xx}$  et  $\varepsilon_{zz}$  en fonction de  $z$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) sur différentes lignes verticales dans une éprouvette de CTS / 920 de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  avec sauts de deux plis

Enfin, la *figure 3.42* montre la variation de  $\varepsilon_{xz}$  à travers l'épaisseur, avec un premier pic au niveau de l'interface  $I_3$  dont l'amplitude varie peu d'une courbe à l'autre. L'amplitude de ce pic, de l'ordre de 9 %, est supérieure à celui calculé dans l'éprouvette sans saut de plis (*figure 3.26*), où elle était de l'ordre de 8%. La figure montre un second pic au niveau de l'interface  $I_2$  où les plis sont arrêtés. On voit nettement l'amplification du cisaillement à cette interface, qui prend des valeurs supérieures à 15%, conséquence du saut de plis. La même configuration sans saut de plis faisait apparaître un pic d'une amplitude de l'ordre de 6% (*figure 3.26*). L'interface  $I_1$  est quant à elle peu sollicitée (*figure 3.41*), et ne présente pas de pic de cisaillement, même si elle se trouve entre deux plis orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$ .

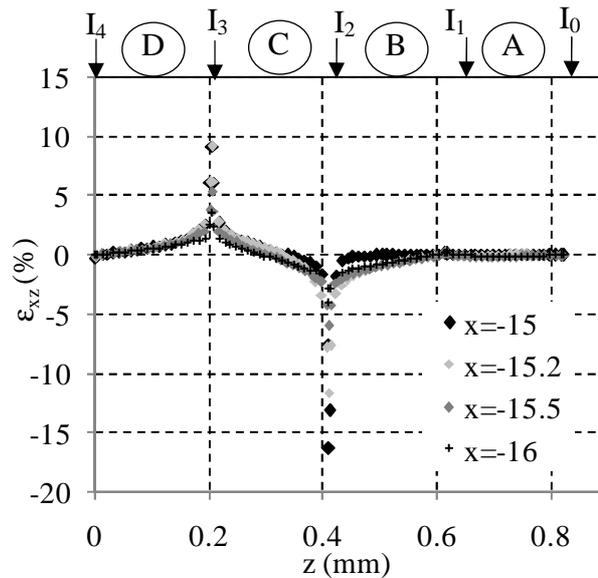


Figure 3. 42 Cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  en fonction de  $z$  sur le bord libre (en  $y = -5$ ) sur différentes lignes verticales dans une éprouvette de CTS / 920 de séquence  $[(15/-15)_2]_s$ , avec sauts de deux plis

### 3.6. Conclusion

Des simulations par éléments finis classiques avec des maillages raffinés sur les bords libres et aux interfaces interlaminaires ont permis de retrouver des résultats de la littérature. Ces calculs, effectués sur des éprouvettes sollicitées en traction de séquence  $[(0/90)_2]_s$  et  $[(\theta/-\theta)_2]_s$  pour différentes valeurs de  $\theta$  montrent que la séquence la plus critique est celle pour laquelle les plis sont orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$ . On observe la même tendance pour les trois matériaux que nous étudierons par la suite, et l'ordre de grandeur des déplacements à mesurer expérimentalement devrait être de quelques micromètres.

Afin de se rapprocher de la structure réelle du matériau, l'interphase entre les plis a été prise en compte et maillée avec des éléments de  $2.5 \mu\text{m}$  de côté, en considérant qu'elle était constituée de résine uniquement. Les calculs montrent que cette épaisseur a une influence non négligeable sur les effets de bord et en particulier sur la déformation de cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  qui présente un pic lorsque l'interphase se trouve entre deux plis orientés à  $15^\circ$  et  $-15^\circ$ , qui s'atténue lorsque l'épaisseur de résine augmente.

Afin de se rapprocher des structures industrielles, des éprouvettes avec variation de section par arrêts de plis ont été considérées. Dans un premier temps les calculs ont été menés sur des éprouvettes constituées uniquement de plis orientés à  $0^\circ$ , dans lesquelles deux plis sur

les faces supérieures et inférieures ont été arrêtés. Les calculs ont ensuite été effectués sur des éprouvettes constituées de plis orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$ . Ils montrent que les champs mécaniques mis en jeu au voisinage des sauts de plis sont complexes. Les variations des déformations  $\varepsilon_{xx}$ ,  $\varepsilon_{zz}$  et  $\varepsilon_{xz}$  dans l'épaisseur mettent en évidence des pics de déformations au voisinage des sauts de plis, pour les deux séquences d'empilement considérées. Le pic de cisaillement est fortement amplifié par la présence du saut de plis. Les deux plis supérieurs qui ont été arrêtés sont peu sollicités et le pic de cisaillement disparaît à l'interface entre ces deux plis, même lorsqu'ils sont orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$ .

L'ensemble de ces résultats de simulations confirme que la zone de saut de plis présente des risques importants de délaminage. Ces configurations seront ensuite étudiées expérimentalement afin de mesurer les déformations dans le matériau réel et de mieux comprendre les mécanismes à l'origine du délaminage dans les structures composites.



## CHAPITRE IV

### DEFINITION DU PROTOCOLE EXPERIMENTAL

L'objectif de ce chapitre est de mettre en place une démarche expérimentale permettant d'étudier les effets de bord au voisinage des interfaces interlaminaires sur le bord libre d'éprouvettes stratifiées sollicitées en traction uniaxiale.

Il s'agit, dans un premier temps, de choisir la technique de mesure de champ la plus adaptée au problème expérimental étudié. Pour cela une synthèse bibliographique a permis de répertorier les techniques existantes et de sélectionner la plus adaptée.

Dans un deuxième temps, on définira le protocole expérimental qui consiste à soumettre l'éprouvette à des phases de chargement / déchargement en traction uniaxiale. Un dispositif de microscopie optique fixé sur la machine de traction permettra de prendre des photos de la tranche des éprouvettes à chaque phase de chargement-déchargement. Ces photos seront ensuite comparées à la photo prise dans l'état initial non déformé. Une technique de corrélation d'images permettra de déterminer les champs de déplacements et de déformations à chaque stade de la sollicitation.

La troisième partie de ce chapitre sera dédiée à la technique de corrélation d'images. Les principes fondamentaux de la technique seront tout d'abord décrits. Puis, les performances métrologiques de la technique en termes de résolution, incertitude de mesure et résolution spatiale seront estimées en imposant à l'éprouvette un déplacement de corps rigide. Les paramètres de corrélation optimaux, c'est-à-dire les paramètres qui permettent d'obtenir le meilleur compromis entre résolution, incertitude et résolution spatiale, ont été déterminés par une méthode statistique basée sur le principe du « maximum de vraisemblance ».

## 4.1. Choix d'une technique de mesure de champs

### 4.1.1 Position du problème expérimental

Contrairement aux techniques traditionnelles d'extensométrie par jauges, qui fournissent une mesure moyenne locale à une échelle macroscopique et dans une seule direction, les techniques de mesure de champs permettent d'obtenir la cartographie des champs de déplacements et de déformations et présentent donc un intérêt particulier pour l'étude des matériaux hétérogènes et pour des sollicitations non uniformes [Gre04].

Dans cette thèse on étudie le cas d'éprouvettes sollicitées en traction uniaxiale et on mesure les champs de déplacements sur le bord libre, c'est-à-dire sur la tranche des éprouvettes. L'épaisseur de chaque pli étant comprise entre 100  $\mu\text{m}$  et 200  $\mu\text{m}$ , la taille de la zone d'observation sera de l'ordre de 200  $\mu\text{m}$  à 800  $\mu\text{m}$  de côté. Les simulations par éléments finis, présentés au *chapitre 3*, ont permis de sélectionner la configuration la plus critique (c'est-à-dire celle qui induit les gradients de déplacements les plus importants). On a ainsi choisi d'étudier des éprouvettes de séquence  $[(15/-15)_2]_s$ . Dans ce cas, l'amplitude des déplacements à mesurer devrait être de l'ordre de quelques micromètres. Par ailleurs, les calculs ont également permis de mettre en évidence une influence probable de l'épaisseur des interphases interlaminaires, on souhaite donc, lors des essais, pouvoir observer la microstructure pour la mettre en relation avec les champs mesurés.

Les développements des moyens optiques et du traitement d'images par ordinateur ont rendu les techniques optiques de mesures de champs de plus en plus performantes. Ces techniques permettent de mesurer soit les champs de déplacements (interférométrie de speckle, interférométrie de moiré, interférométrie holographique, corrélation d'images, méthode des grilles) soit directement des déformations (interférométrie différentielle). Ces techniques peuvent être séparées en deux grandes familles [Gre04] : la première repose sur l'analyse de franges d'interférences obtenues par éclairage grâce à des faisceaux laser, tandis que la seconde repose sur des techniques d'analyse d'images. Le choix d'une méthode n'est jamais facile, et certains critères dont nous allons donner la définition, tels que la sensibilité, l'incertitude, la résolution, la résolution spatiale, etc. permettent d'estimer leurs performances [ASTM].

- La résolution correspond à la plus petite valeur qui peut être mesurée. C'est la limite en dessous de laquelle aucune mesure ne pourra être interprétée.

- L'incertitude est un paramètre qui, associé à la moyenne, caractérise la dispersion des valeurs mesurées.

- La résolution spatiale peut être définie comme la plus petite distance entre deux points de mesure indépendants [Sur01]. Dans le cas des mesures de champs, les champs de déformations sont calculés à partir des champs de déplacements. Chacune de ces opérations nécessite l'utilisation d'algorithmes de calculs qui possèdent chacun une résolution spatiale propre. La résolution spatiale  $RS$  peut être définie de la façon suivante [Tri09]:

$$RS = \sqrt{\sum_{i=1}^{i=n} RS_i^2} \quad (4.1)$$

où  $n$  est le nombre d'opérations intermédiaires effectuées et  $RS_i$  la résolution spatiale de chaque algorithme utilisé pour chacune de ces opérations.

Par exemple, le calcul des déformations nécessite deux opérations successives. Une première consiste à calculer les déplacements grâce à un algorithme de résolution spatiale  $RS_1$ . Une deuxième étape consiste à calculer les déformations à partir des déplacements avec un algorithme de résolution spatiale  $RS_2$ . Les résolutions spatiales en déplacements  $RS_{dep}$  et en déformation  $RS_{def}$  s'expriment de la façon suivante :

$$RS_{dep} = RS_1 \quad (4.2)$$

$$RS_{def} = \sqrt{RS_1^2 + RS_2^2} \quad (4.3)$$

En pratique, on cherchera à obtenir le meilleur compromis entre la résolution et la résolution spatiale [Sur01]. Compte tenu du contexte de notre étude, la technique de mesure devra répondre aux critères suivants :

- être utilisable in situ sur les machines d'essais, et donc être peu sensible aux vibrations et aux perturbations environnementales ;
- permettre de faire des mesures à l'échelle mésoscopique avec un champ d'observation d'une taille de l'ordre de 200  $\mu\text{m}$  à 800  $\mu\text{m}$  ;

- avoir une résolution suffisante pour pouvoir mesurer des déplacements de quelques micromètres d'amplitude ;
- avoir une bonne résolution spatiale afin de mettre en évidence des gradients sur les champs de déplacements et de déformations ;
- permettre l'observation de la microstructure pendant les essais.

#### 4.1.2 Les techniques interférométriques

Parmi les méthodes optiques, les techniques interférométriques occupent une place importante. Elles nécessitent un éclairage en lumière cohérente (en général un faisceau laser), et sont fondées sur l'analyse de franges d'interférences. Il existe différentes techniques d'interférométrie parmi lesquelles on peut citer : l'interférométrie holographique, l'interférométrie de speckle, ou encore l'interférométrie de moiré [Gre04].

Présentons d'abord l'interférométrie holographique qui, historiquement, fut la première mise en œuvre, et dont dérivent les autres techniques [Gab48]. Le principe de l'holographie consiste à reconstruire le champ complet d'une onde lumineuse, en amplitude et en phase [Smi01a]. L'enregistrement de la phase se fait en superposant la phase de l'onde issue de l'objet à celle d'une onde lumineuse de référence.

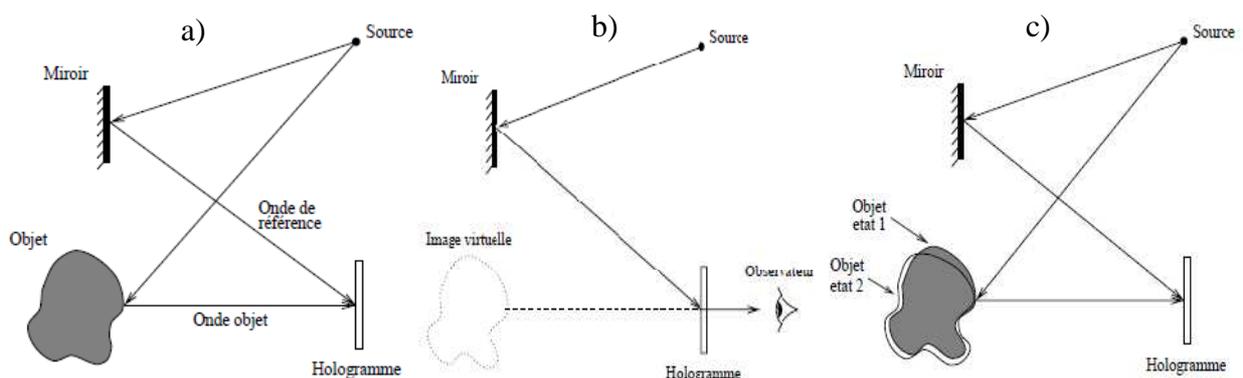


Figure 4. 1 Principe de l'interférométrie holographique [Lam98]

Pour réaliser l'hologramme d'un objet, il faut l'éclairer avec une source de lumière cohérente, et enregistrer sur une plaque holographique (dont les grains sont plus fins qu'une plaque photographique) la figure d'inférence de l'onde rétrodiffusée par l'objet et l'onde de référence directement issue de la source cohérente (figure 4.1a). Pour lire l'hologramme et

restituer l'onde initiale, il suffit de l'éclairer avec l'onde de référence dans les mêmes conditions que celle de l'enregistrement. On a alors réalisé une image virtuelle de l'objet et, pour l'observateur, tout se passe comme si l'objet était présent (*figure 4.1b*). Pour faire de l'interférométrie holographique, on fait interférer deux ondes lumineuses provenant d'un même objet, mais à des instants différents, dont l'une d'elles au moins est issue d'un hologramme. Par exemple, l'holographie par double exposition consiste à enregistrer sur la même plaque deux hologrammes successifs d'un objet à deux instants différents (*figure 4.1c*). Lors de la restitution, par le même montage que pour un hologramme classique, deux images de l'objet vont être créées et vont interférer, donnant lieu à des franges d'interférences représentatives des déplacements subis par l'objet entre les deux instants. L'interférométrie holographique est un moyen de contrôle non destructif [Smi82] (*figure 4.2*).



*Figure 4. 2 Détection d'implants de téflon simulant des délaminages dans un matériau composite, par interférométrie holographique [Lam98]*

L'inconvénient majeur de l'interférométrie holographique réside dans l'utilisation de plaques holographiques qui nécessitent un développement ultérieur. Avec le développement des caméras CCD, de nouvelles techniques sont apparues pour lesquelles le milieu photosensible est remplacé par une matrice CCD [Jon83].

L'interférométrie de speckle est une technique plus récente, dérivée de l'holographie. Elle est fondée sur le fait qu'un objet rugueux, éclairé par une lumière cohérente, génère un système d'interférences complexe dans l'espace, appelé speckle, ou granularité laser (*figure 4.3*).

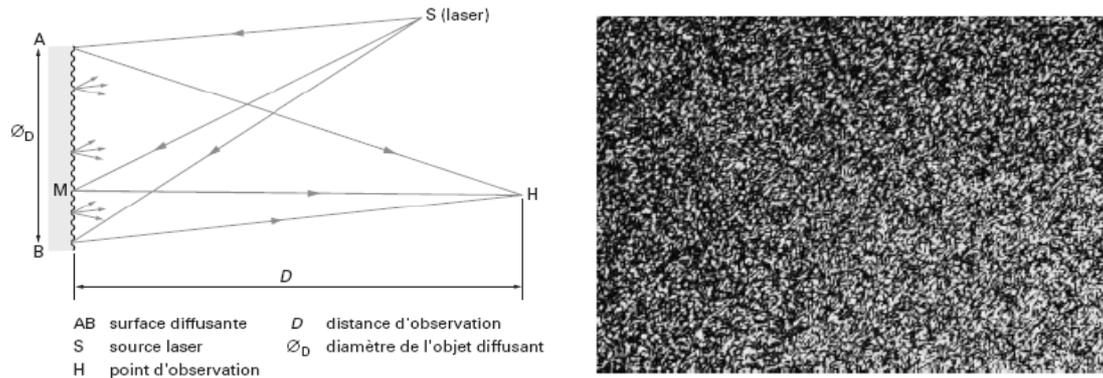


Figure 4. 3 Formation d'un speckle [Smi01b]

Au point d'observation, les ondes provenant des divers éléments de la surface rugueuse se superposent, et l'on observe une variation spatiale aléatoire de l'intensité. Une surface bien polie ne donnera pas de speckle. On parle d'interférométrie de speckle lorsqu'on réalise des interférences entre deux ondes dont au moins une est un Speckle. Cette méthode consiste à comparer deux figures d'interférences représentatives de la surface d'un objet, enregistrées à deux instants différents [Smi01b]. Le principe est le même que pour l'holographie : c'est la connaissance des déphasages entre deux états de l'objet qui permet de connaître les déplacements. La phase de l'onde est obtenue à partir de l'interférence entre deux ondes issues de deux speckle, ou entre un speckle et une onde de référence. Cette dernière technique est parfois appelée TV holographie, car elle ressemble en tout point à l'interférométrie holographique, si ce n'est que la plaque holographique est remplacée par une camera CCD [Bru07]. Cette technique permet de faire des mesures avec une bonne résolution sur un champ d'observation de quelques  $\text{mm}^2$  à  $1 \text{ m}^2$ . Par exemple [Tou05] utilise cette technique pour caractériser les concentrations de déformation au voisinage d'un trou dans une éprouvette composite avec un champ d'observation de 3 cm de côté environ. [Mar03] utilise également cette technique pour détecter l'apparition de fissures avec un champ d'observation d'environ 6 mm de côté et une résolution en déplacement de  $0.43 \mu\text{m}$ .

L'interférométrie de moiré utilise le phénomène d'interférence entre deux faisceaux diffractés par un réseau de diffraction collé sur la surface (figure 4.4). La variation de la phase des franges d'interférences entre l'état initial et l'état déformé permet de connaître les déplacements dans le plan d'observation [Pos94]. Cette technique ancienne a souvent été utilisée pour les essais de laboratoire sur des matériaux composites, en raison de sa haute sensibilité. Elle permet d'obtenir des résolutions inégalées par les autres techniques et présente des performances adaptées pour l'analyse des très petites déformations. Par exemple,

[Mar03] obtient une résolution en déplacement deux fois supérieure avec l'interférométrie de moiré à celle qu'il avait obtenue en utilisant l'interférométrie de speckle. Cette technique a depuis longtemps été utilisée sur les matériaux composites pour connaître les champs de déplacements et de déformations dans des zones à forts gradients. Par exemple, [Pip71] et [Her85] ont utilisé cette technique pour mesurer les champs de déplacements sur le bord libre d'éprouvettes stratifiées. [Xin99] utilise cette technique pour caractériser l'état de déformation au voisinage d'un saut de plis et [Mol00] pour mesurer les déformations inter-plies sur le bord libre circulaire d'une éprouvette trouée.

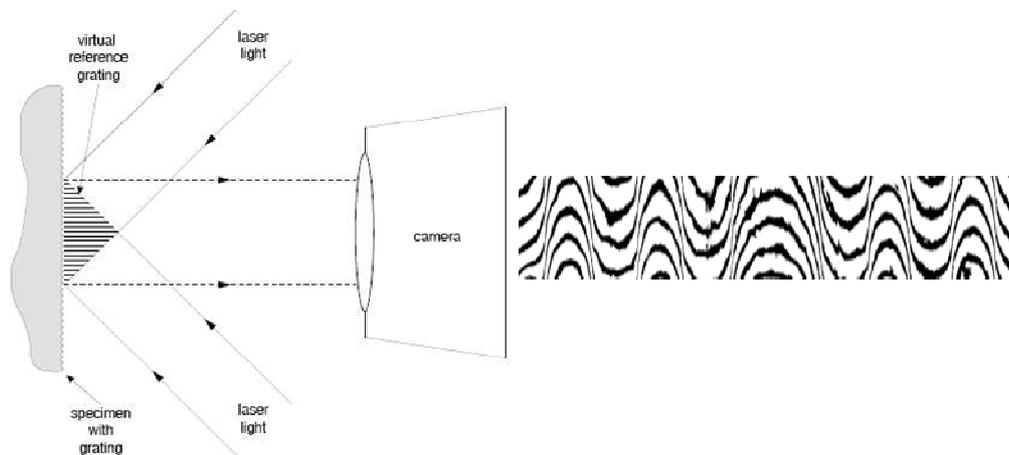


Figure 4. 4 Principe de l'interférométrie de moiré [Mol00]

De façon générale, les principaux inconvénients des techniques d'interférométrie sont la difficulté de mise en œuvre liée aux précautions nécessaires pour le dépôt du réseau de diffraction ainsi que pour l'alignement des faisceaux laser et la forte sensibilité aux perturbations environnementales.

### 4.1.3 Les techniques d'analyse d'images

Parmi les techniques d'analyse d'images, on peut citer la technique de la grille, la photographie de speckle ou encore la corrélation d'images plus récente.

La technique de la grille consiste à déposer sur la surface étudiée (par collage, gravure, transfert ...) un motif régulier de traits parallèles équidistants. Cette grille, d'un pas  $p$ , peut avoir deux directions orthogonales pour la mesure des deux composantes des déplacements. Les lignes horizontales rendent compte des déplacements verticaux, tandis que les lignes verticales rendent compte des déplacements horizontaux [Duf01]. Cette grille joue un rôle de

porteuse de phase et les algorithmes utilisés dans cette technique sont similaires à ceux utilisés dans les techniques interférométriques [Pie98]. Lorsque la grille se déforme avec l'échantillon, la comparaison de deux images de l'échantillon prises à deux instants différents permet de connaître les déphasages et, par conséquent, les déplacements, subis par l'échantillon entre ces deux instants. Cette technique possède l'avantage de présenter une excellente résolution spatiale, qui dépend du pas de la grille qui peut descendre à des valeurs bien inférieures à 0.5 mm avec l'utilisation de micro-grilles. Elle permet également d'obtenir des résolutions excellentes. Par exemple, [Avr04] utilise cette technique pour l'étude de poutres en béton fissurées renforcées par un revêtement composite, et obtient, avec une grille d'un pas de 1 mm, une résolution en déplacement de l'ordre de  $3\mu\text{m}$ . [Mat06] utilise des grilles avec un pas de  $200\mu\text{m}$  pour caractériser les champs de déformations à la surface de patches composites sur des structures en aluminium. Sur un champ d'environ 4 cm de côté, il obtient une résolution en déplacement de l'ordre de  $1\mu\text{m}$ .

La photographie de speckle permet, à l'aide de fonctions de corrélation, de déterminer les déplacements entre deux figures de speckle d'un objet à deux instants différents. Pour une meilleure facilité de mise en œuvre et une sensibilité moindre aux perturbations environnementales, elle a été remplacée par la technique de corrélation d'images numériques [Bri02]. Le speckle est remplacé par une distribution aléatoire de niveaux de gris physiquement déposée à la surface de l'échantillon à l'aide d'une bombe de peinture (mouchetis) dont la taille des gouttes est optimisée en fonction de l'échelle d'analyse. Parfois, le simple marquage naturel lié à la texture propre de l'échantillon peut suffire à la corrélation [El B08]. La zone d'étude est divisée en petites facettes d'analyse et le principe fondamental de la technique de corrélation d'images est basé sur l'hypothèse que la distribution des niveaux de gris dans l'état non déformé d'une facette reste la même dans son état déformé (figure 4.5).

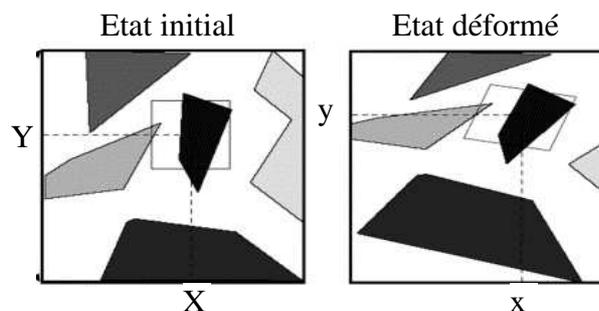


Figure 4. 5 Facettes d'analyses caractérisées par leur niveau de gris dans l'état initial et l'état déformé  
[Aramis]

On enregistre donc, grâce à une caméra CCD, la même zone d'un échantillon à différents états de déformation. La corrélation d'images permet ensuite de reconnaître la facette dans l'état déformé grâce à sa distribution en niveaux de gris. La comparaison de la position des des facettes dans chaque état de déformations permet de connaître les déplacements subis par chaque facette entre ces deux états dans le plan d'observation (*figure 4.6*). Les déformations sont ensuite calculées en post-traitement, par différenciation des champs de déplacement [Lag04]. Il est également possible, grâce à l'utilisation de deux caméras, de mesurer les déplacements dans les trois dimensions, par stéréo-corrélation. Les performances dépendent directement de la texture de la surface et de sa distribution en niveaux de gris. En général les résultats sont bien meilleurs lorsqu'ils sont obtenus à partir de mouchetis artificiels [Lev05].

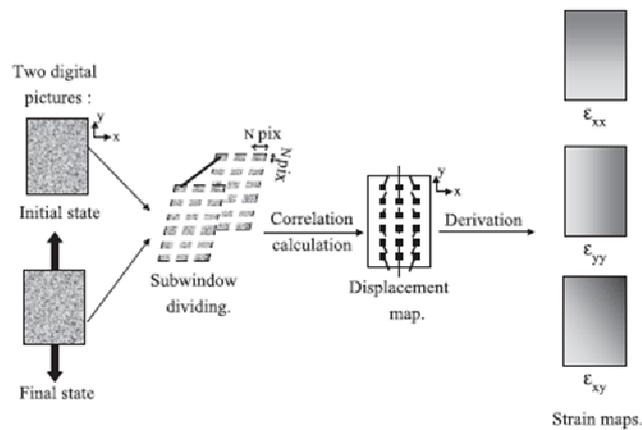


Figure 4. 6 La technique de corrélation d'images [Lag04]

Même si avec cette technique, les résolutions et résolutions spatiales demeurent inférieures à celles obtenues grâce aux techniques interférométriques, la corrélation d'images est de plus en plus utilisée en raison de sa simplicité d'utilisation. Elle peut être utilisée sur tous types de matériaux ainsi qu'en présence de gradients de déformations importants. Par exemple, [Lag05] l'utilise au voisinage de discontinuités géométriques sur des éprouvettes trouées et au voisinage de fissures à la surface de différents matériaux, polymères, composites et métalliques, et obtient, avec un champ d'observation d'environ 1.5 cm de côté, une résolution en déplacements de l'ordre de  $1 \mu\text{m}$  et une résolution spatiale de l'ordre de  $300 \mu\text{m}$ . [Zen03] l'utilise pour l'étude d'éprouvettes collées avec des champs d'observation de l'ordre du  $\text{cm}^2$ . Elle a également été mise en œuvre à l'échelle microscopique, par exemple pour l'étude de joints céramiques [Puy05], ou encore pour la détermination de facteurs d'intensité de contrainte avec un champ d'observation d'environ  $1 \text{ mm}^2$  [Hil06]. Enfin, [El B08] l'utilise

avec un champ d'environ 100  $\mu\text{m}$  de côté sans mouchetis artificiel sur des éprouvettes en acier duplex.

#### 4.1.4 Etude comparative

De façon générale, les techniques d'interférométrie de type holographie, ou speckle, sont utilisées pour de nombreuses applications car elles permettent la détection de défauts avec une bonne résolution et sans contact. En revanche, ce sont des techniques très sensibles aux perturbations extérieures, elles nécessitent donc un environnement stable. En outre, elles sont plutôt utilisées pour des mesures à l'échelle macroscopique, sur des zones d'une taille de l'ordre du  $\text{cm}^2$ . Dans le cadre de ce travail, on s'intéressera à des mesures plus fines, à une échelle inférieure au millimètre, qui sont difficiles à atteindre avec ces techniques.

La méthode des grilles s'applique bien aux mesures macroscopiques également. Son principal inconvénient est la préparation des échantillons pour le dépôt des micro-grilles dont la qualité de la mesure dépend. Enfin, cette mesure n'a de sens que pour des déformations n'induisant pas de détérioration de la grille, ce qui est parfois difficile à garantir. Pour ce qui est de l'interférométrie de moiré, si elle nécessite également une préparation des échantillons pour y déposer le réseau de diffraction, elle présente cependant l'avantage de permettre des résolutions et des résolutions spatiales excellentes, inégalées par les autres techniques. La corrélation d'images est une technique plus récente. Elle permet, grâce à des optiques adaptées et des caméras haute résolution, d'accéder à une large gamme de mesures avec de bonnes résolutions et de faire des mesures à l'échelle microscopique. Elle est aujourd'hui souvent utilisée en raison de sa simplicité et de sa facilité de mise en œuvre. De plus, elle présente également l'avantage de pouvoir être utilisée, dans certains cas, directement grâce à la texture propre à l'échantillon sans adjonction d'un revêtement. C'est pour cette dernière raison que nous avons choisi d'utiliser pour notre étude la technique de corrélation d'images.

## 4.2. Dispositifs expérimentaux

### 4.2.1 Nature des essais mécaniques

Deux types d'éprouvettes, planes et avec sauts de plis, dont les géométries sont données sur les *figures 4.7 et 4.8*, ont été testées en traction uniaxiale. Les essais sur éprouvettes planes ont été effectués sur les trois matériaux présentés au *chapitre 2*, tandis que les essais sur éprouvettes avec sauts de plis n'ont été effectués que sur les éprouvettes constituées de fibres haut module M55J / M18 (fibres haut module). Chaque éprouvette a été équipée en son centre d'une jauge de déformation pour mesurer la déformation longitudinale  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ .

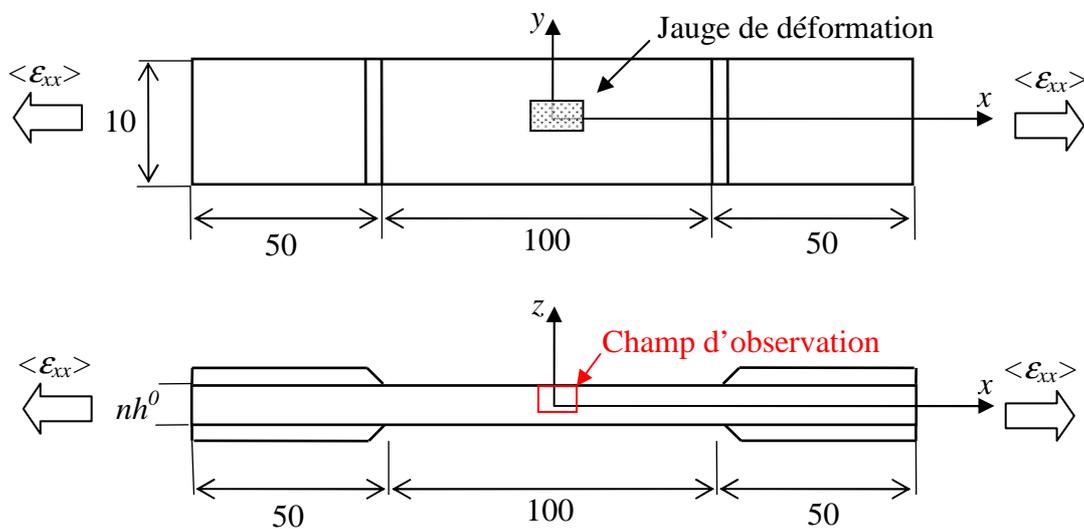


Figure 4. 7 Géométrie des éprouvettes planes

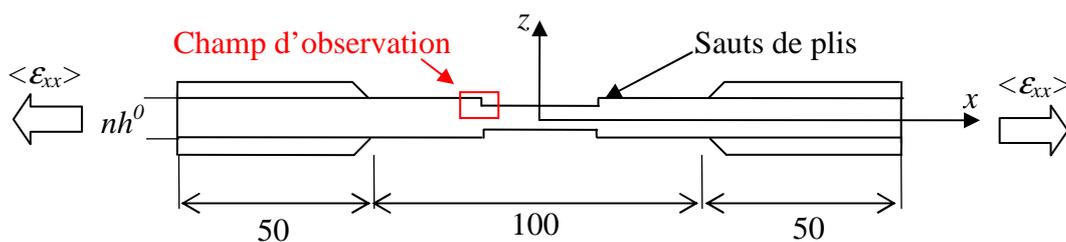


Figure 4. 8 Géométrie des éprouvettes avec sauts de plis

Durant chaque essai, les éprouvettes ont été soumises à des phases de chargement / déchargement, avec des niveaux de déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  croissants (*figure 4.9*).

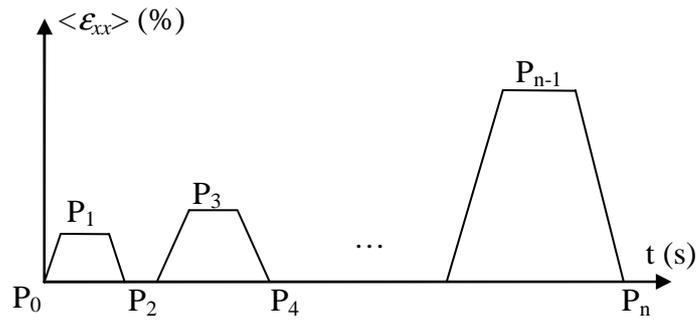


Figure 4. 9 Chargements / déchargements en traction uniaxiale appliqués aux éprouvettes droites

Chaque cycle comprend une montée en charge, suivie d'un palier de stabilisation durant lequel une photo a été prise sur la tranche des éprouvettes (*figures 4.7 et 4.8*), puis une phase de déchargement à la fin de laquelle une photo de la même zone a de nouveau été prise. Le temps nécessaire pour effectuer les réglages optiques et de prendre les photos est de l'ordre de 5 minutes. Les photos d'indices pairs ( $P_0, P_2, \dots$ ) correspondent à l'état non chargé, tandis que celles d'indices impairs ( $P_1, P_3, \dots$ ) correspondent à des états de déformation croissante. Chaque image est ensuite comparée à l'image de référence  $P_0$  prise dans l'état non-déformé et traitée par corrélation d'images grâce au logiciel Aramis® version 6.

#### 4.2.2 Montage optique

Les photos ont été prises grâce à un dispositif de microscopie optique monté sur la machine de traction (*figure 4.10*) [Elb08]. Le montage optique est constitué d'une caméra CCD, équipée d'un zoom de grossissement 12x, muni d'un objectif de microscope à grande distance focale de grossissement 10x. Deux types de caméras ont été utilisés. Une première caméra possédant une dynamique 10 bits et une résolution de 1024x1368 pixels a été utilisée pour les essais sur les éprouvettes planes en CTS / 920 et G947 / M18, les autres essais ayant été effectués avec une autre caméra dont la dynamique est plus grande et la résolution deux fois supérieures. Le *tableau 4.1* synthétise les caractéristiques des caméras utilisées pour les essais. Cependant, même si les caméras présentent des dynamiques différentes, le logiciel de corrélation Aramis® les convertit automatiquement en 8 bits pour les analyser.

Eprouvettes	Géométries	Bord libre droit			Bord libre avec sauts de plis
	Matériaux	CTS / 920	G947 / M18	M55J / M18	M55J / M18
Caméras	Dynamiques (bit)	10	10	12	12
	Résolutions (pixels)	1024 x 1368	1024 x 1368	2048 x 2736	2048 x 2736

Tableau 4. 1 Caractéristiques des caméras utilisées pour chaque essai

Le dispositif permet d’observer des zones de 0.2 à 2 mm de côté avec une distance focale de 4 cm de la surface à examiner, ce qui permet de manipuler aisément l’éprouvette sur la machine de traction. La zone d’observation est éclairée grâce à un faisceau de fibres optiques co-axiales. Lors des essais plusieurs grossissements seront utilisés. Le grossissement le plus petit permet d’observer une zone couvrant environ 4 plis, d’une taille de 750 x 560  $\mu\text{m}$  environ (ce qui correspond à une taille de pixel de 0.55 x 0.55  $\mu\text{m}^2$  avec la caméra possédant la résolution la plus faible).

Sous l’effet de la sollicitation, la zone d’observation peut se déplacer et sortir du champ de la caméra. Le dispositif a donc été fixé sur trois tables micrométriques montées en série, de manière à pouvoir déplacer la caméra suivant les trois directions de l’espace pour retrouver la zone d’observation (*figure 4.10*) après avoir appliqué chaque incrément de charge. Comme nous le verrons par la suite, repositionner précisément la caméra sur la zone d’observation initiale permet également de diminuer les incertitudes de mesure en diminuant le déplacement de corps rigide entre deux images successives. En raison de la faible profondeur de champ (de l’ordre du micromètre), une des tables permet de réajuster la distance focale entre chaque acquisition. Le dispositif est fixé sur une table de rotation micrométrique permettant d’orienter la caméra perpendiculairement à la surface observée.

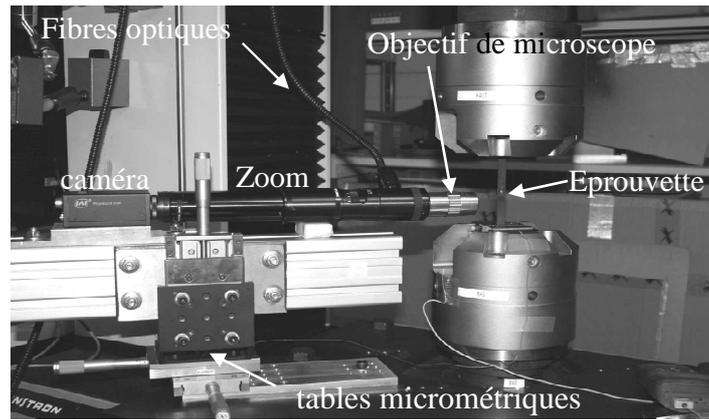


Figure 4. 10 Montage expérimental

Les photos prises avec ce montage optique ont ensuite été traitées par corrélation d'images. Il a donc été nécessaire, avant d'effectuer les essais, d'estimer les performances et les limites de cette technique.

### 4.2.3 Préparation des éprouvettes

Nous avons choisi d'utiliser la technique de corrélation d'images car elle permet, dans certains cas, de faire des mesures sans masquer la microstructure par un revêtement artificiel. Pour cela, il faut que la microstructure permette d'avoir sur la surface étudiée une distribution suffisamment large en niveaux de gris, de façon à ce que chaque facette puisse être représentée par un nombre suffisant de niveaux de gris permettant de la différencier des facettes voisines. Nous avons donc vérifié dans un premier temps que la microstructure des échantillons permettait à la surface de remplir cette condition.

Les éprouvettes ont été prélevées dans les plaques par découpe au disque diamanté lubrifié à l'eau. L'état de surface des coupes ainsi obtenues ne s'est pas révélé satisfaisant, ni pour observer la microstructure, ni pour utiliser la technique de corrélation d'images, en raison des débris déposés sur la tranche lors de l'opération de découpe. Il a donc fallu polir les éprouvettes en réalisant les opérations suivantes :

- a. polissage à l'eau au papier abrasif SiC de grade 1200,
- b. polissage à l'eau au papier abrasif SiC de grade 2400,
- c. polissage au feutre et pâte diamantée de calibre 10  $\mu\text{m}$ ,
- d. polissage au feutre et pâte diamantée de calibre 3  $\mu\text{m}$ .

Chaque opération a été précédée d'une phase de nettoyage par ultrasons, afin d'enlever les débris résiduels. La *figure 4.11* montre la tranche d'une éprouvette polie jusqu'au stade d, où la microstructure est parfaitement visible et conviendrait pour un examen micrographique classique. Cependant, ce polissage est trop poussé, car la distribution en niveaux de gris est bimodale : on distingue nettement, sur le diagramme de la *figure 4.11*, la distribution des niveaux de gris des zones de résine (foncées) de celle des fibres (claires). Cette distribution ne permet pas de faire la distinction entre deux facettes adjacentes, en particulier dans les zones de résine, et la corrélation d'images ne donne pas de résultats satisfaisants.

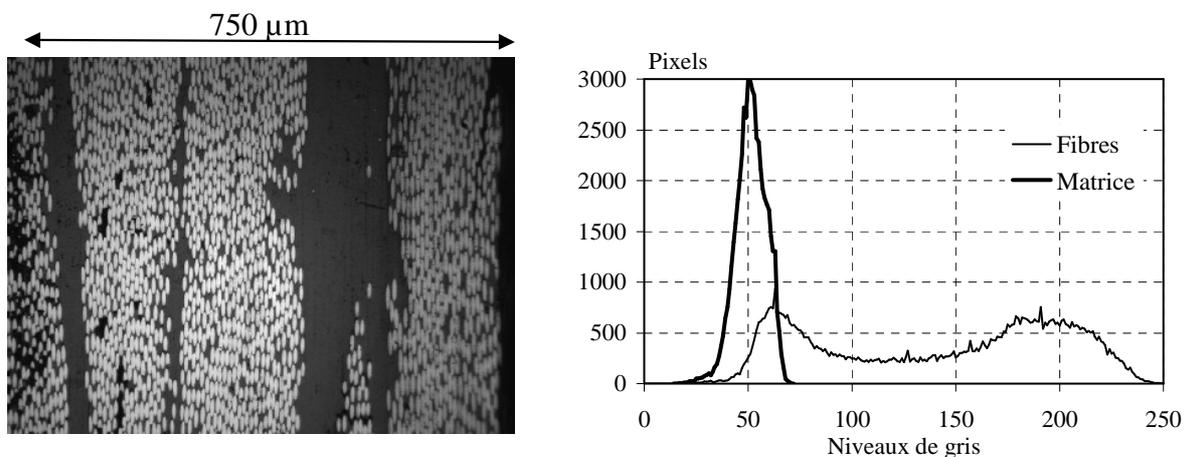


Figure 4. 11 Histogramme des niveaux de gris de la surface d'un échantillon polie très finement (stade d)

En revanche, lorsque la surface est polie de façon plus grossière (jusqu'au stade b), la distribution des niveaux de gris devient plus uniforme (*figure 4.12*). La réflexion des rayons lumineux sur une surface rugueuse se caractérise ici par un étalement relativement uniforme de la distribution des niveaux de gris. Ainsi, la microstructure du matériau, combinée à un polissage grossier, suffit à garantir une répartition en niveaux de gris permettant l'utilisation de la technique de corrélation d'images sans déposer de mouchetis de peinture, tout en permettant de distinguer la microstructure. Par la suite, pour l'ensemble des mesures par corrélation, les tranches des éprouvettes ont donc été uniquement polies jusqu'au stade b.

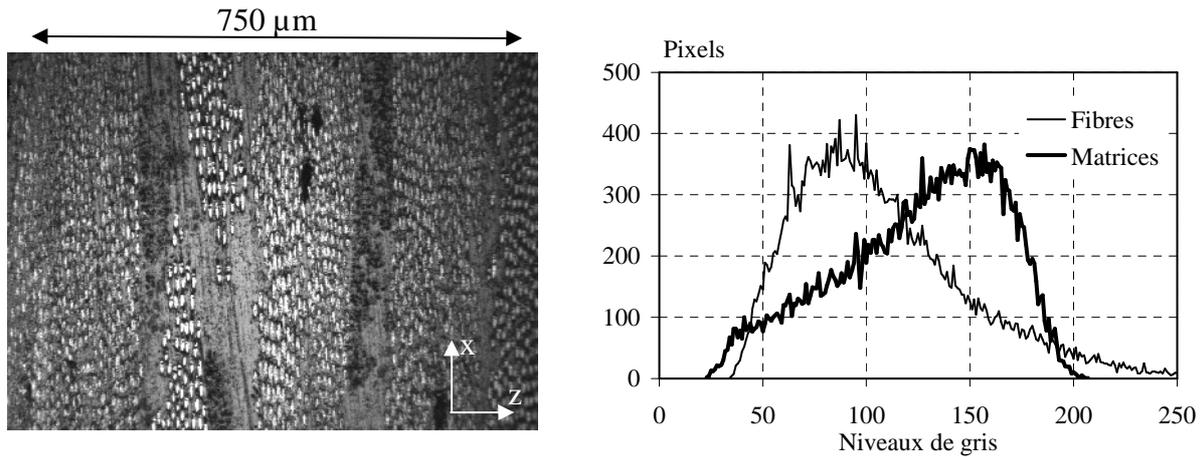


Figure 4. 12 Histogramme des niveaux de gris de la surface d'un échantillon poli grossièrement (stade b)

Ce type de polissage permet de faire apparaître la microstructure et d'utiliser la technique de corrélation d'images, mais ne permet pas d'effectuer des analyses micrographiques poussées. Chaque essai a donc été doublé en utilisant une seconde éprouvette dont la tranche a été polie jusqu'au stade d, afin de mettre en évidence l'apparition de fissures au cours du chargement.

### 4.3. La technique de corrélation d'images

#### 4.3.1 Principe de la technique de corrélation d'images

Dans le logiciel de corrélation d'images (Aramis®), les photos prises grâce au dispositif optique de la *figure 4.10*, sont divisées en petites facettes d'analyse de quelques pixels de côté. Le logiciel permet de choisir la taille des facettes  $L$  et la distance  $D$ , ou pas, entre les centres de deux facettes voisines (représentés par les points noirs sur la *figure 4.13*), les facettes adjacentes pouvant se chevaucher.

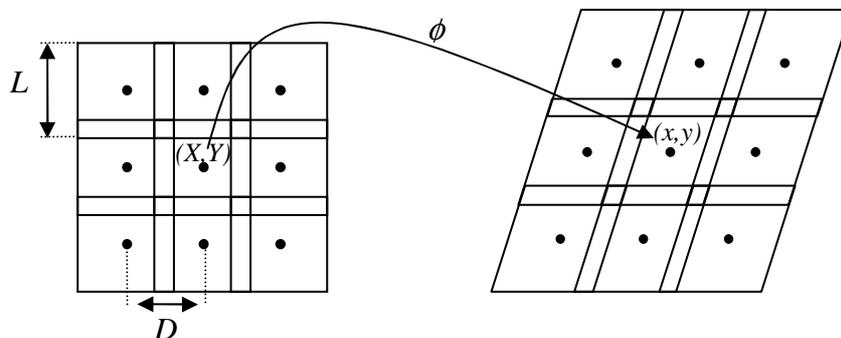


Figure 4. 13 Définition des paramètres de corrélation

Chaque facette est caractérisée par sa distribution en niveaux de gris et le principe consiste à faire l'hypothèse que la distribution en niveaux de gris de la facette dans l'état initial reste la même dans l'état déformé. Il s'agit alors de prendre deux photos de la même zone à deux instants différents, et de retrouver, pour chaque facette de l'image de référence, la facette la plus semblable dans l'image déformée. Soit  $f(X,Y)$  la fonction des niveaux de gris dans l'état initial et  $g(x,y)$  celui dans l'état déformé, cette hypothèse s'écrit :

$$f(X,Y) = g(x,y) \quad (4.4)$$

$(X,Y)$  étant les coordonnées du centre de la facette dans l'état initial et  $(x,y)$  celles dans l'état déformé.

On désire alors déterminer la fonction  $\phi$  qui permet d'exprimer  $(x,y)$  en fonction de  $(X,Y)$ , afin d'en déduire les transformations subies par la facette :

$$\phi(X,Y) = (x,y) \quad (4.5)$$

telle que :

$$\begin{cases} x = a_1 + a_2X + a_3Y + a_4XY \\ y = a_5 + a_6X + a_7Y + a_8XY \end{cases} \quad (4.6)$$

Les termes  $a_1$  et  $a_5$  représentent les translations de la facette, tandis que les autres termes expriment les rotations et les déformations de la facette.

Ainsi on a :

$$g(\phi(X,Y)) = f(X,Y) \quad (4.7)$$

Cependant, on considère plutôt :

$$g(\phi(X,Y)) = b.f(X,Y) + b' \quad (4.8)$$

où  $b$  et  $b'$  rendent compte des variations d'éclairage et des bruits d'origines diverses.

Pour déterminer  $\phi$ , on cherche alors à minimiser la fonction de corrélation  $C(\phi)$  en minimisant la somme des écarts quadratiques :

$$C(\phi) = \iint [f(X,Y) - g(\phi(X,Y))]^2 dXdY \quad (4.9)$$

La connaissance de  $\phi$  permet de déduire directement les déplacements. Les déformations sont ensuite calculées à partir des résultats obtenus dans les facettes voisines grâce à un algorithme de type « différences finies centrées ».

Le logiciel permet de choisir la taille du voisinage utilisé pour le calcul des déformations, la taille minimale de ce voisinage étant constituée de 3 x 3 facettes, tel que représenté *figure 4.13*. Ce voisinage peut néanmoins être étendu à un plus grand nombre de facettes, par exemple à 5 x 5, 7 x 7, voire plus. L'augmentation de la taille de ce voisinage augmente la résolution spatiale en déformation et a pour effet de lisser les gradients. Afin de ne pas estomper les informations que nous recherchons, nous avons donc volontairement utilisé la taille minimale de 3 x 3 facettes.

Selon la définition donnée au début de ce chapitre, la résolution spatiale en déplacement,  $RS_{depl}$ , correspond à la taille de facette  $L$ , indépendamment du pas  $D$ .

$$RS_{depl} = L \quad (4.10)$$

Le calcul des déformations peut être interprété comme l'application de deux fenêtres successives, la première de taille  $L$  pour le calcul des déplacements et la seconde de taille  $2D$  pour les opérations de dérivation. La résolution spatiale en déformation  $RS_{def}$  s'exprime de la façon suivante:

$$RS_{def} = \sqrt{L^2 + (2D)^2} \quad (4.11)$$

### 4.3.2 Estimation des incertitudes de mesure

L'évaluation des incertitudes de mesure a été faite avec la caméra dont la résolution est la plus faible, afin d'estimer les limites de la technique. Les performances de la seconde caméra étant supérieures, on supposera que la qualité des résultats de corrélation sera améliorée et que les incertitudes de mesures seront diminuées.

Le logiciel permet de faire varier deux paramètres ( $L$ ,  $D$ ), à savoir la taille  $L \times L$  des facettes d'analyse et le pas  $D$  séparant les centres de deux facettes voisines. Les performances de la technique en termes de résolution et de résolution spatiale varient en fonction de ces paramètres. Une augmentation de  $L$  a pour effet d'améliorer la résolution, mais nuit à la résolution spatiale en lissant les variations d'une facette à une autre. En revanche, la diminution de  $L$  et  $D$  aura l'effet inverse.

Dans un premier temps, nous avons évalué les incertitudes sur la mesure des déplacements et des déformations pour un couple (L, D) fixé à (30 pixels, 20 pixels), avec une taille d'un pixel est égale à  $0.55 \times 0.55 \mu\text{m}^2$ . Pour cela, un déplacement de corps rigide a été imposé à l'éprouvette. Puis nous avons étudié l'influence des paramètres de corrélation sur les incertitudes de mesures.

- Résolution en déplacement

La résolution sur les déplacements, c'est-à-dire le plus petit déplacement mesurable, a été estimée en prenant des images successives sans bouger l'échantillon. Même si l'échantillon reste immobile, le logiciel détecte tout de même des déplacements de très faible amplitude. La *figure 4.13* représente la distribution statistique des déplacements  $u_x$  et  $u_z$  obtenus à partir de 28 mesures. Ils peuvent atteindre des amplitudes de l'ordre de  $0.04 \mu\text{m}$ , soit environ 0.1 pixel, et permettent d'estimer l'ordre de grandeur de la résolution en déplacement pour ce grandissement (correspondant à une taille de zone d'environ  $500 \mu\text{m} \times 700 \mu\text{m}$ ).

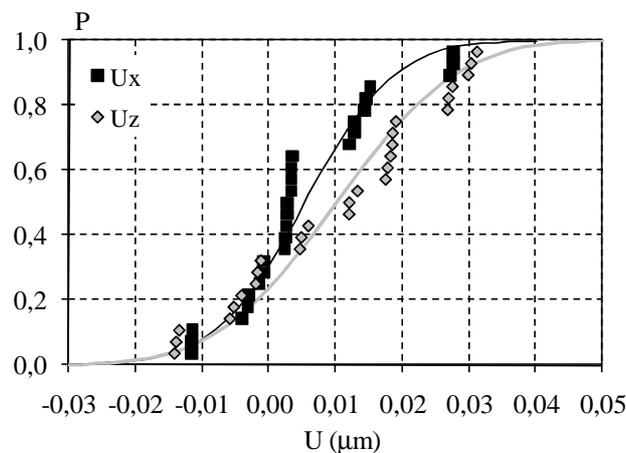


Figure 4. 14 Distribution statistique des déplacements  $u_x$  et  $u_z$  mesurés sur une éprouvette immobile pour les paramètres de corrélation  $(L, D) = (30, 20)$

- Incertitude sur les déplacements

Nous avons ensuite imposé un déplacement d'ensemble à l'échantillon sans le déformer (mouvement de corps rigide) à l'aide d'une table micrométrique, la caméra restant fixe. Il s'agissait de savoir dans quelles limites la méthode utilisée était capable de retrouver correctement les déplacements imposés. Des déplacements longitudinaux et transversaux ont

été imposés et ont été calculés par corrélation d'images. Les résultats présentés sur les *figures 4.15* et *4.16* ont été obtenus dans le cas d'un déplacement de corps rigide  $u_x$  imposé à l'éprouvette.

Soit  $U_r$  le déplacement réel imposé à l'éprouvette et  $U_c$  la valeur moyenne des déplacements mesurés par le logiciel sur une image. On constate sur la *figure 4.15* qui représente  $U_c$  en fonction de  $U_r$ , que l'on retrouve bien par corrélation d'images le déplacement réel imposé à l'éprouvette.

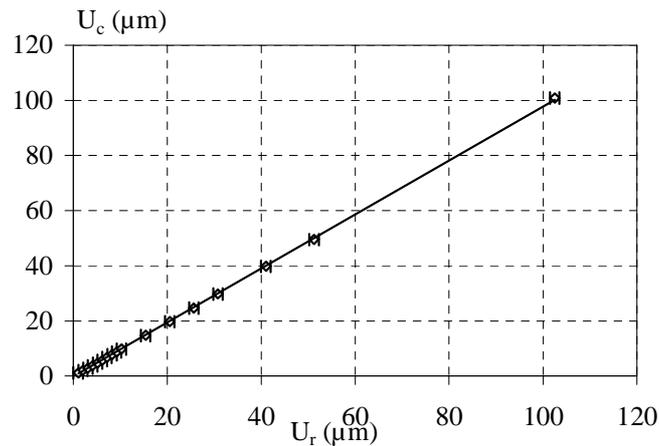


Figure 4. 15 Déplacements moyens mesurés,  $U_c$ , en fonction du déplacement réel imposé,  $U_r$ , pour  $(L, D) = (30, 20)$

L'incertitude sur les déplacements a été évaluée en calculant l'écart-type  $s(U_c)$ . On constate sur la *figure 4.16* que celle-ci augmente en fonction de  $U_r$ . Cependant, dans notre cas, la caméra est repositionnée sur la zone d'observation initiale avant chaque prise de vue, ceci permettant de minimiser le déplacement de corps rigide et donc également l'incertitude sur les déplacements. La *figure 4.16* montre l'évolution de  $s(U_c)$  pour des déplacements  $U_r$  imposés jusqu'à  $100 \mu\text{m}$ , ce qui est une valeur très élevée compte tenu de l'échelle d'observation. Pour un déplacement de  $100 \mu\text{m}$ , un quart environ de l'image se situe en dehors du champ d'observation de la caméra. En recalant cette dernière à  $10$  ou  $20 \mu\text{m}$  près, l'incertitude reste inférieure à  $0.1 \mu\text{m}$ . Il est à noter que même si ce niveau d'incertitude est acceptable pour mesurer des déplacements de quelques micromètres, cet ordre de grandeur est supérieur aux incertitudes généralement obtenues par corrélation d'images [Elb08]. Ces différences s'expliquent par le fait que les incertitudes ont ici été estimées en condition d'essai, où la présence de déplacements hors-plan et d'une légère rotation de l'éprouvette lors de la manipulation des tables de déplacement micrométrique sont inévitables aux échelles

d'observation étudiées. Néanmoins ces résultats suffisent pour estimer grossièrement les incertitudes de mesure qui restent inférieures à  $0.1 \mu\text{m}$ . En outre, on peut constater que le logiciel permet de retrouver des déplacements relativement importants, avec une bonne précision.

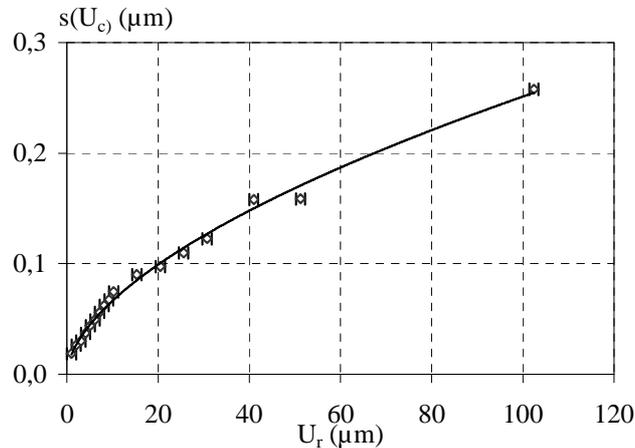


Figure 4. 16 Variation de l'écart-type sur les déplacements  $s(U_c)$  en fonction du déplacement réel imposé pour  $(L, D) = (40, 20)$

- Résolution en déformation

Même si l'échantillon n'a pas subi de déformation mais seulement un déplacement de corps rigide, le logiciel calcule tout de même des déformations, de très faible amplitude. Ces déformations « fictives » proviennent des dispersions, de la présence de déplacements hors-plan et des incertitudes sur la mesure des déplacements, qui sont amplifiés lors des opérations numériques de dérivation du champ de déplacement pour le calcul des déformations.

Soit  $m(\varepsilon)$  la déformation moyenne calculée dans l'image pour les différents déplacements de corps rigides  $U_r$  imposés à l'éprouvette. On constate sur la *figure 4.17* que  $m(\varepsilon)$  augmente avec  $U_r$ . Pour un déplacement de corps rigide de  $20 \mu\text{m}$ , l'amplitude des déformations est inférieure à  $10^{-4}$ . L'ordre de grandeur de ces déformations « fictives » est le même pour les trois composantes  $\varepsilon_{xx}$ ,  $\varepsilon_{zz}$  et  $\varepsilon_{xz}$ . Il constitue une estimation de la résolution en déformation et donne la valeur minimale des déformations qui peuvent être retrouvées par le logiciel.

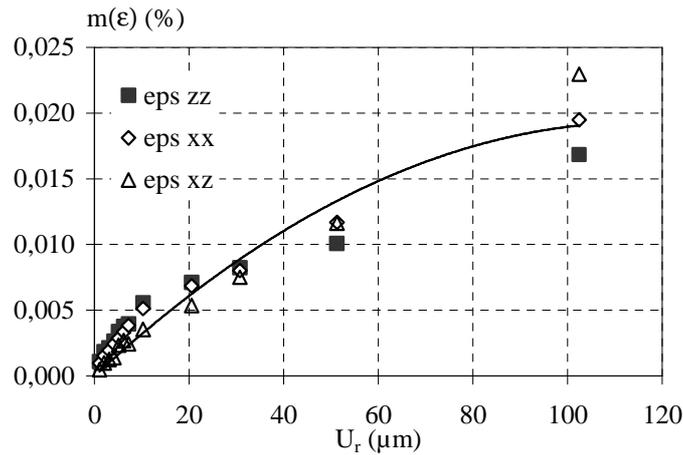


Figure 4. 17 Déformation moyenne calculée  $m(\epsilon)$  en fonction du déplacement réel  $U_r$  imposé pour  $(L, D) = (30, 20)$

- Incertitude sur les déformations

L'incertitude sur les déformations a été estimée en calculant l'écart-type  $s(\epsilon)$  sur ces déformations fictives. On peut voir, *figure 4.18*, que cette incertitude augmente avec le déplacement de corps rigide  $U_r$ . Comme cela a été dit précédemment, en recalant la caméra, on estime l'amplitude des déplacements inférieure à  $20 \mu\text{m}$ , et pour un déplacement  $U_r$  de  $20 \mu\text{m}$ , cette incertitude est de l'ordre de  $6.10^{-4}$  (en déformation).

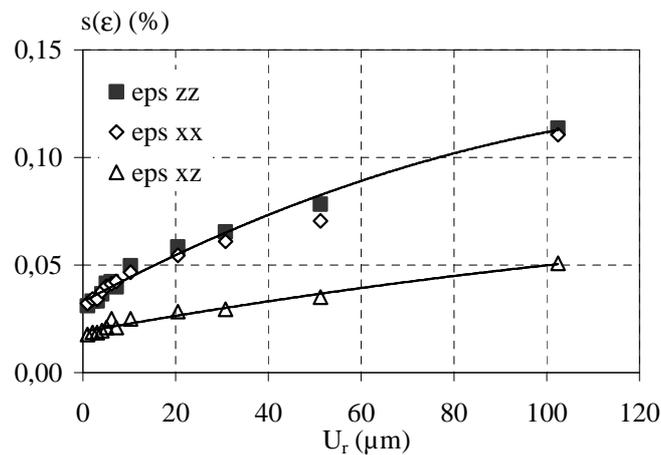


Figure 4. 18 Ecart-type  $s(\epsilon)$  des déformations en fonction du déplacement réel  $U_r$  imposé pour  $(L, D) = (30, 20)$

▪ Influence des paramètres de corrélation sur les incertitudes de mesure

L'évolution des incertitudes de mesure en fonction des paramètres  $(L,D)$  a été tracée pour un déplacement de corps rigide  $U_r$  imposé de  $10 \mu\text{m}$ . La *figure 4.19* montre que l'incertitude sur les déplacements diminue fortement lorsque la taille de facette,  $L$ , augmente. Il est à noter que cette courbe montre des tendances non conventionnelles qui s'expliquent probablement par le fait que de faibles déplacements et rotations rigides peuvent apparaître lors du déplacement de l'éprouvette et qui amplifient l'incertitude en déplacement. Ces faibles déplacements rigides n'influencent cependant pas le calcul des déformations. Par ailleurs, on constate que le paramètre  $D$  a peu d'influence sur l'incertitude sur les déplacements, les trois courbes tracées pour des valeurs de  $D$  de 10, 20, et 30 pixels étant quasiment superposées.

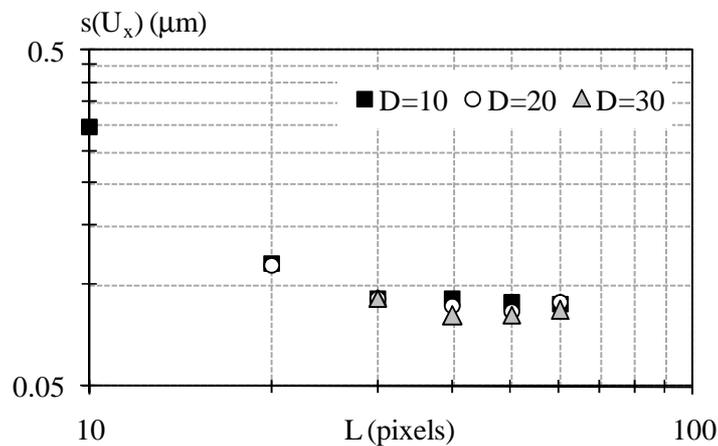


Figure 4. 19 Incertitude sur les déplacements  $u_x$  en fonction de la taille de facette  $L$  et pour différentes valeurs de  $D$  pour un déplacement de corps rigide imposé de  $10 \mu\text{m}$

Comme le montre la *figure 4.20*, l'incertitude sur la déformation diminue lorsque la taille de facette augmente. La figure n'est tracée que pour la composante  $\epsilon_{zz}$ , les ordres de grandeur étant les mêmes pour les autres composantes. En outre, on remarque que le paramètre  $D$  a une influence importante sur l'incertitude sur les déformations, cette dernière augmentant lorsque  $D$  diminue.

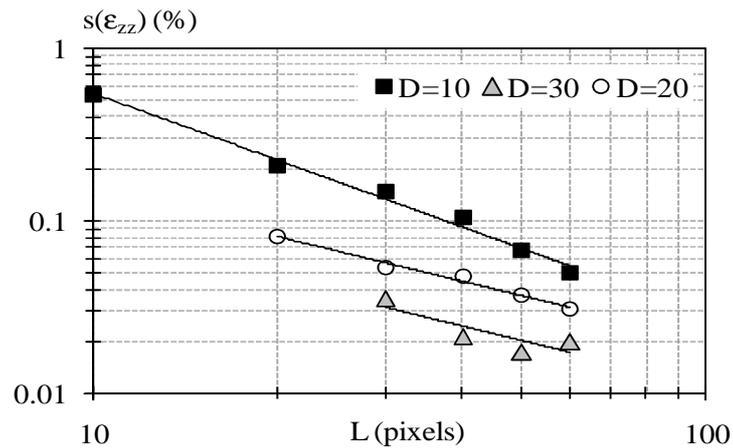


Figure 4. 20 Incertitude sur les déformations  $\varepsilon_{zz}$  en fonction de la taille de facette  $L$  et pour différentes valeurs de  $D$ , pour un déplacement de corps rigide imposé de  $10 \mu\text{m}$

De façon générale, les figures 4.19 et 4.20 montrent que plus les valeurs de  $L$  et  $D$  sont petites, plus les incertitudes sont importantes. Pour les diminuer, il faudra donc choisir les valeurs des paramètres de corrélation  $L$  et  $D$  les plus grandes possibles. Cependant, augmenter ces paramètres dégrade la résolution spatiale, qui doit nécessairement être petite pour permettre la mise en évidence des gradients de déformation aux interfaces interlaminaires. En effet, les simulations par éléments finis ont clairement montré l'existence de ces gradients sur la déformation en cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  dans l'épaisseur de l'éprouvette, notamment aux interfaces inter-laminaires. Une bonne résolution spatiale est donc indispensable pour la mise en évidence de ces gradients et le choix de  $L$  et  $D$  a donc résulté d'un compromis.

### 4.3.3 Choix des paramètres de corrélation « optimaux »

Les valeurs des paramètres ( $L, D$ ), les plus adaptées pour la mesure des gradients de déformations, ( $L, D$ ) doivent permettre d'obtenir des incertitudes de mesure les plus faibles possibles avec une résolution spatiale satisfaisante. Pour choisir ces paramètres, nous avons étudié une zone où les gradients de déformations sont importants, comme le montre la figure 4.21. Il s'agit de résultats obtenus sur la tranche d'une éprouvette plane de CTS / 920 soumise à une déformation uniaxiale de 0.4 %. La position des interfaces entre les plis orientés à  $15^\circ$  et  $-15^\circ$  est indiquée par des flèches sur la figure 4.21. On constate, dans ces zones, la présence de gradients de déformation de cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  importants.

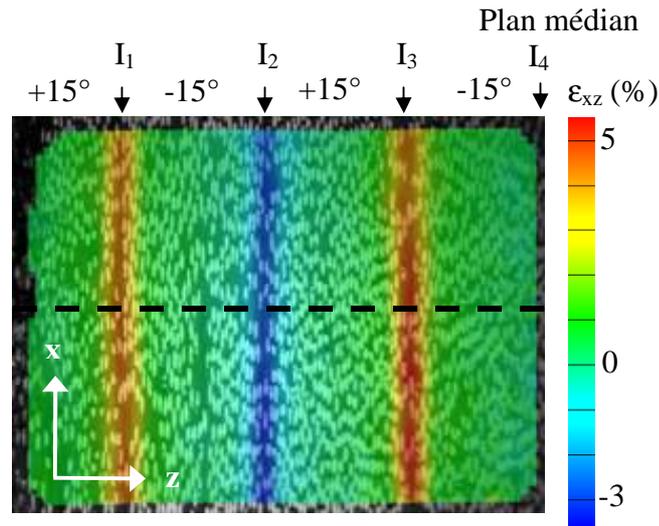


Figure 4. 21 Champ de déformations de cisaillement  $\epsilon_{xz}$  sur la tranche d'une éprouvette de CTS / 920 de séquence  $[(15/-15)_2]_s$ , sous une déformation macroscopique  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$  pour  $(L,D)=(30,20)$

Sur la *figure 4.22* la variation des déformations de cisaillement  $\epsilon_{xz}$  a été tracée en fonction de l'épaisseur  $z$  pour les facettes appartenant à une même ligne (ligne pointillée sur la *figure 4.21*) pour deux couples  $(L, D)$ . Lorsque  $(L, D)=(10,10)$  on distingue clairement les pics de déformations au niveau des interfaces, mais la courbe est très « bruitée ». En revanche lorsque  $(L,D)=(60,60)$ , les variations sont lissées et les pics sont atténués.

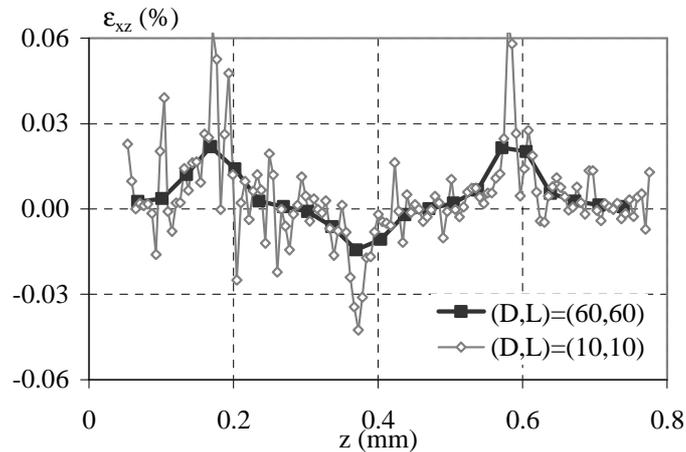


Figure 4. 22 Comparaison des variations de  $\epsilon_{xz}$  en fonction de  $z$  pour des valeurs extrêmes de  $(L,D)$

Pour sélectionner les valeurs de  $(L, D)$  satisfaisant le meilleur compromis entre ces deux tendances, une démarche a été mise en place. Elle est basée sur l'application d'un principe dit du « maximum de vraisemblance », à partir de résultats obtenus sur une série de

traitements effectués avec différentes valeurs de  $L$  et  $D$ . Pour cela, nous avons procédé en plusieurs étapes :

- extraction des champs de déformations pour des valeurs de  $L$  et  $D$  variant entre 10 et 60 pixels, par pas de 5 pixels,
- élimination des champs « marginaux » (que l'on pourrait a priori qualifier de non réalistes au regard des courbes obtenues via les simulations par éléments finis), c'est-à-dire trop bruités ou trop lissés, obtenus avec des valeurs trop élevées ou trop faibles de  $L$  et  $D$  (comme ceux de la *figure 4.22*),
- calcul de la courbe de déformation « moyenne »  $\varepsilon^m$  par interpolation linéaire et sommation de l'ensemble des courbes qui n'ont pas été éliminées à l'étape précédente,
- calcul de la somme des écarts quadratiques  $\Delta\varepsilon^2$  pour chaque couple  $(L, D)$  par rapport à cette courbe moyenne :

$$\Delta\varepsilon^2 = \sum (\varepsilon^m - \varepsilon_i)^2 \quad (4.12)$$

où  $\varepsilon^m$  et  $\varepsilon_i$  représentent respectivement les valeurs de  $\varepsilon_{xz}$  de la courbe moyenne et celles obtenues pour chaque couple  $(L, D)$ .

En l'absence de toute référence fiable (on ne connaît pas la courbe réelle de variation de  $\varepsilon_{xz}$  en fonction de  $z$ , car dans le cas des simulations par éléments finis le résultat est étroitement fonction des hypothèses de calculs), notre hypothèse consiste à postuler que la courbe moyenne est la plus proche de la répartition réelle des déformations. En conséquence, la courbe obtenue par corrélation d'images qui possède la somme des écarts quadratiques la plus faible, est la plus vraisemblable et donc, doit être la plus proche de la courbe réelle. Cette hypothèse souligne qu'on pourrait, à chaque mesure par corrélation d'images, calculer la courbe moyenne à partir d'un ensemble de courbes données par le logiciel pour différentes valeurs du couple  $(L, D)$ . Mais une telle méthode serait lourde à mettre en œuvre puisque, en dehors du traitement des mesures, il faut ensuite interpoler les différentes courbes pour calculer la courbe moyenne en raison de la variation de  $D$ . Lorsque les valeurs « optimales » de,  $(L, D)_{opt}$ , auront été trouvées par cette méthode, toutes les mesures seront traitées avec ces dernières dans la suite de ce travail.

Pour sélectionner le couple  $(L, D)_{opt}$ , les variations de  $\Delta\varepsilon^2$  ont été tracées en fonction de  $D$  pour différentes valeurs de  $L$  sur la *figure 4.23*.

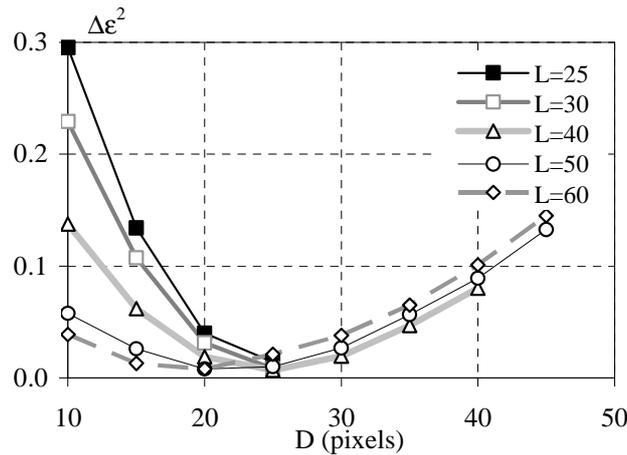


Figure 4. 23 Variation de l'écart quadratique en fonction de D pour différentes valeurs de L

Ce faisceau de courbes montre clairement l'influence des deux effets : celui du bruit, pour les petites valeurs D (les courbes sont dispersées), et celui du lissage, pour les grandes valeurs de D (les courbes sont resserrées).  $\Delta\epsilon^2$  prend des valeurs minimales pour une plage de variation de D comprise entre 20 et 30 pixels. Nous avons donc choisi par la suite de fixer les paramètres (L,D) à (30,20) afin d'obtenir une résolution spatiale correcte permettant d'appréhender les gradients de déformations, avec des incertitudes de mesure suffisamment faibles compte tenu de l'amplitude des déformations mesurées. Le *tableau 4.2* synthétise les résultats obtenus, avec ces paramètres, en termes de performances métrologiques.

	Résolution	Résolution spatiale	Incertitudes
Déplacements	0.04 $\mu\text{m}$	16.5 $\mu\text{m}$	0.1 $\mu\text{m}$
Déformations	0.07 %	27.5 $\mu\text{m}$	0.1 %

Tableau 4. 2 Synthèse des performances métrologiques de la technique de corrélation d'images avec (L, D) = (30, 20) et une taille de pixel de 0.55  $\mu\text{m}$  pour la caméra de plus faible résolution

Ces traitements ont été effectués avec la caméra possédant une résolution de 1024 x 1368 pixels et une taille de pixel de 0.55 x 0.55  $\mu\text{m}^2$ . Une seconde caméra de résolution 2048 x 2736 pixels a également été utilisée. Dans ce cas, pour le même grossissement, les pixels sont deux fois plus petits, et les paramètres de corrélation ont donc été doublés afin de garder la même taille de facette. Avec la seconde caméra, utilisée pour les essais sur le M55J / M18, les paramètres (L,D) ont donc été fixés à (60,40). Les incertitudes de mesure n'ont pas été évaluées dans ce cas, mais compte tenu du fait que les caractéristiques de la caméra ont été

améliorées, on peut supposer que les performances métrologiques de la technique de corrélation d'images ont été améliorées également.

#### 4.3.4 Artefacts de mesure dus au repositionnement de la camera

Jusqu'à présent, nous avons quantifié les incertitudes de mesure en déplaçant l'éprouvette fixée sur une table micrométrique face à la caméra qui, elle, était fixe. De cette façon l'erreur globale, qui comprend les erreurs dues à la digitalisation de la caméra, à la précision numérique de l'algorithme, aux variations d'éclairage de la surface entre deux images successives et aux vibrations dues à l'environnement expérimental, a pu être estimée. Nous avons vu que cette erreur augmentait avec le déplacement de corps rigide. Cette erreur sera minimisée en recentrant, à quelques micromètres près, le champ de la caméra sur la zone d'observation initiale, lorsque nous effectuerons les essais de traction.

Cependant, rien ne garantit, dans l'absolu, que la caméra se déplacera bien parallèlement aux axes  $x$  et  $z$ , lors du recentrage. Le montage n'étant pas parfaitement indéformable, le champ de la caméra peut très bien tourner d'un angle, même très faible, par rapport à l'image initiale et, dans ce cas, le logiciel verra cette rotation d'ensemble comme un champ de déplacements de corps rigide. Le champ de déplacements qui sera mesuré correspondra à la superposition du champ de déplacement « réel » que l'on cherche à mesurer et du champ induit par la rotation de la caméra. Cette très légère rotation (qu'il est impossible de maîtriser tout à fait d'un point de vue expérimental) risque de fausser l'interprétation des résultats relatifs aux mesures des champs de déplacements. Elle n'affectera pas toutefois l'interprétation des champs de déformations, car il s'agit d'un déplacement de corps rigide de l'image. Il est cependant toujours intéressant de pouvoir interpréter le champ de déplacements car ceux-ci représentent la mesure vraie de la corrélation d'images. Etudions ainsi dans quelles mesures et sous quelle forme une légère rotation de la caméra, par rapport à sa position d'origine, peut fausser notre interprétation et s'il est possible d'y remédier.

Pour cela, considérons deux zones non déformées, la première étant la zone d'origine centrée en  $O$ , et la seconde étant la même zone, mais dont le centre s'est déplacé en  $O_1$ , les bords de cette zone s'étant déplacés parallèlement aux axes  $x$  et  $z$ . Avant déplacement de cette zone, le champ de la caméra était centré en  $O$ . Si on appelle  $C$  le centre du champ de la caméra, alors les positions des points  $O$  et  $C$  sont confondues (*figure 4.24*). Après que la zone d'origine se soit déplacée d'une distance  $OO_1$ , on cherche à recentrer la caméra sur le point

$O_I$ . Mais deux erreurs surviennent alors ; la première est contrôlable dans une certaine mesure, elle revient à ramener  $C$  en  $O_I$ , avec plus ou moins de succès (figure 4.24). La seconde est non contrôlable et indépendante de la première ; le champ de la caméra a pu subir une légère rotation (figure 4.26).

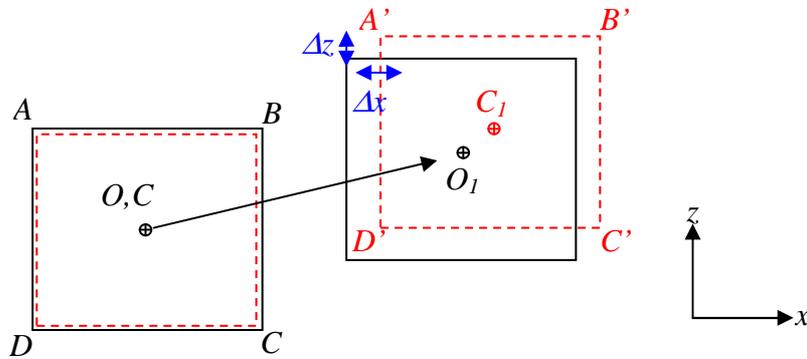


Figure 4. 24 Déplacement parallèle aux axes  $x$  et  $z$  de la zone d'observation par rapport à la caméra

Considérons la première source d'erreur, due au repositionnement imparfait de la caméra. Dans ce cas, les points  $A, B, C$  et  $D$  se déplacent aux points  $A', B', C'$  et  $D'$  et chaque point subit un déplacement  $(\Delta x, \Delta z)$ . La figure 4.25 représente les déplacements  $u_x$  et  $u_z$  qui seront mesurés par la caméra.

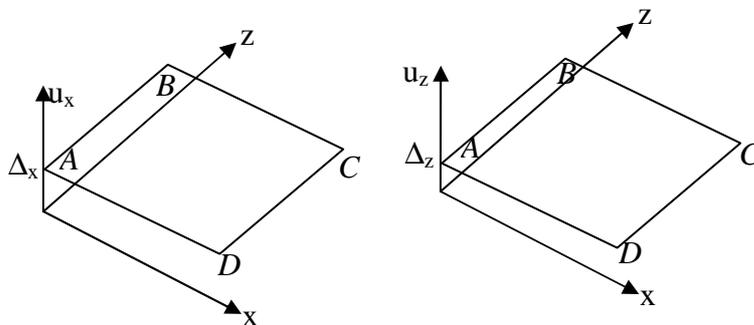


Figure 4. 25 Champs de déplacements  $u_x$  et  $u_z$  mesurés en présence d'un déplacement de corps rigide parallèle aux axes  $x$  et  $z$

En l'absence de rotation, les champs  $u_x$  et  $u_z$  sont constants en fonction des coordonnées  $x$  et  $z$ , mais ce n'est plus le cas en présence d'une légère rotation de la caméra. La figure 4.26 représente le champ réel de l'éprouvette et le champ de la caméra ayant subi une légère rotation.

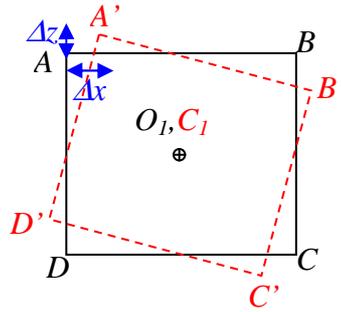


Figure 4.26 Rotation de la caméra par rapport au plan d'observation

Les points  $A, B, C, D$  se trouvant aux quatre coins de la zone d'observation initiale se déplacent aux points  $A', B', C'$  et  $D'$ . Soit  $\Delta x$  et  $\Delta z$  les composantes du vecteur déplacement du point  $A$ . Alors les déplacements des autres points peuvent s'exprimer de la façon suivante :

$$\overrightarrow{AA'} = \begin{bmatrix} \Delta x \\ \Delta z \end{bmatrix}, \quad \overrightarrow{BB'} = \begin{bmatrix} \Delta z \\ -\Delta x \end{bmatrix}, \quad \overrightarrow{CC'} = \begin{bmatrix} -\Delta x \\ -\Delta z \end{bmatrix} \quad \text{et} \quad \overrightarrow{DD'} = \begin{bmatrix} -\Delta z \\ \Delta x \end{bmatrix} \quad (4.13)$$

Ainsi dans ce cas, les déplacements  $u_x$  et  $u_z$  varient en fonction des coordonnées  $x$  et  $z$  comme le montre la *figure 4.27*.

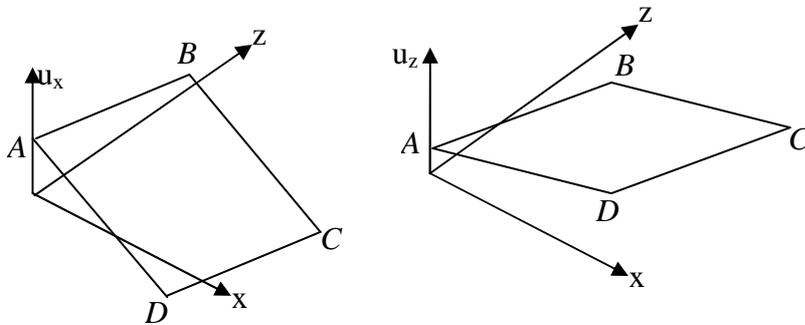


Figure 4.27 Artefacts sur les champs de déplacement liés à la rotation de la caméra

La rotation de la caméra entraîne donc une variation linéaire des déplacements  $u_x$  et  $u_z$  en fonction des coordonnées  $x$  et  $z$  qui risque de fausser l'interprétation des champs de déplacements.

Il conviendra donc de traiter et d'étudier avec soins les mesures obtenues, via Aramis®, afin de s'affranchir au mieux de ces déplacements de corps rigides parasites.

#### 4.4. Conclusion

Une étude comparative des différentes techniques de mesures de champs cinématiques a permis de sélectionner la technique de corrélation d'images, car elle est peu sensible aux perturbations environnementales et simple d'utilisation. De plus, dans notre cas, elle permet de conserver la microstructure observable tout au long des essais, qui pourra ainsi être mise en relation avec les champs mesurés.

Les éprouvettes seront soumises à des phases de chargement / déchargement en traction uniaxiale à des niveaux de déformation croissants. En cours de déformation, des photos seront prises sur le bord libre de l'éprouvette et analysées par corrélation d'images avec le logiciel Aramis®. Pour la corrélation d'images, la tranche des éprouvettes doit être grossièrement polie. Cette qualité de polissage ne permettant pas de faire des analyses micrographiques et d'observer l'apparition de fissures, des éprouvettes polies plus finement seront également testées.

Les incertitudes de mesure ont été estimées en appliquant un déplacement de corps rigide à l'éprouvette. Elles augmentent avec le déplacement de corps rigide imposé, qui sera minimisé en recentrant avec soin la caméra sur la zone d'observation initiale, grâce à des tables micrométriques à chaque niveau de déformation. Les incertitudes augmentent également lorsque les valeurs prises par les paramètres de corrélation augmentent. Pour minimiser les incertitudes de mesures, il faudrait choisir les paramètres de corrélation (taille des facettes,  $L$ , et distance entre facettes,  $D$ ) les plus grands possibles, mais cela entraînerait la dégradation de la résolution spatiale. Pour choisir le meilleur compromis entre la résolution spatiale et les incertitudes de mesure, une méthode statistique basée sur le « maximum de vraisemblance » a été utilisée. Elle a permis de sélectionner les paramètres qui permettent de bien mettre en évidence les gradients de déformations tout en minimisant les incertitudes de mesure. Deux caméras de résolutions différentes ont été utilisées, les valeurs du couple ( $L$ ,  $D$ ) seront prises égales à (30,20) pixels pour la caméra de résolution 1024 x 1368 pixels, tandis qu'ils prendront les valeurs (60,40) pixels pour la seconde caméra de résolution 2048 x 2736 pixels.

La résolution spatiale en déplacement pour ces paramètres est de 16.5  $\mu\text{m}$  tandis que celle en déformation est de 27.5  $\mu\text{m}$  pour le grossissement utilisé. Les incertitudes ont été estimées inférieures à 0.1  $\mu\text{m}$  pour les déplacements et à 0.1 % pour les déformations pour ces paramètres.

Entre chaque niveau de déformation, le montage optique est déplacé grâce à des tables micrométriques pour repositionner la caméra sur la zone d'observation initiale. Le montage n'étant pas parfaitement rigide, il est possible qu'il y ait une légère rotation de la caméra, susceptible d'introduire des gradients fictifs pouvant fausser l'interprétation des déplacements. Cependant, cette rotation ne perturbe pas les déformations car il s'agit d'un déplacement global de la caméra.

## CHAPITRE V

### MESURE EXPERIMENTALE DES EFFETS DE BORD

L'objectif de ce chapitre est de mettre en évidence expérimentalement les effets de bord afin de mieux comprendre leur rôle sur le délaminage des structures composites. Pour caractériser l'influence des propriétés mécaniques, de la microstructure, et de la géométrie du bord libre différents matériaux ont été étudiés avec des séquences d'empilement constituées de plis orientés à  $15^\circ$  et  $-15^\circ$ .

Dans un premier temps, des éprouvettes planes en composite à plis unidirectionnels à fibres haute résistance CTS / 920 de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  ont été testées. Elles ont été soumises à des phases de chargement / déchargement en traction uni-axiale. A chaque niveau de déformation, une photographie a été prise sur la tranche des éprouvettes et analysée par une méthode de corrélation d'images par comparaison avec l'image initiale prise dans l'état non déformé. Ces analyses avaient pour objectif de mesurer les champs de déplacements et de déformations sur le bord libre des éprouvettes, d'étudier comment ces champs varient avec la déformation macroscopique imposée, et de mettre en évidence d'éventuelles déformations résiduelles après déchargement des éprouvettes. Le degré de polissage requis pour les traitements par corrélation d'images ne permettant pas d'effectuer des analyses micrographiques, des éprouvettes avec un polissage plus poussé ont également été testées afin d'observer l'apparition de fissures.

Dans un second temps, l'influence de la microstructure a été étudiée en effectuant des mesures sur le bord libre d'éprouvettes composées de couches de quasi-unidirectionnel, avec la même séquence d'empilement que précédemment  $[(15/-15)_2]_s$ . Le polissage permettant de garder la microstructure visible tout au long de l'essai, les champs mesurés par corrélation d'images ont pu être mis en relation avec les variations d'épaisseur des interphases interlaminaires.

Enfin, de manière à se rapprocher des structures composites réelles, des éprouvettes avec sauts de plis ont été étudiées pour mettre en évidence l'influence d'une discontinuité géométrique sur les effets de bord, sur deux types d'éprouvettes de séquences d'empilement

différentes. Les champs de déplacements et de déformations ont été mesurés sur leur tranche au voisinage du saut de pli. D'abord sur des éprouvettes constituées uniquement de plis orientés à  $0^\circ$ , puis sur des éprouvettes avec des plis orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$ .

## 5.1. Traction sur éprouvettes planes à plis unidirectionnels CTS / 920 de séquence [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub>

### 5.1.1 Description de l'essai et comportement macroscopique

Les premiers essais ont consisté à solliciter des éprouvettes planes en CTS / 920 de séquence [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> en traction uniaxiale car nous avons montré, au *chapitre 3*, que cette configuration introduisait les gradients de déplacements les plus importants. Ces éprouvettes, de 100 mm de long et 10 mm de large, ont été équipées en leur centre d'une jauge pour la mesure de la déformation longitudinale macroscopique imposée  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  (Cf *chapitre 4*). Elles ont été sollicitées à des niveaux de déformation croissants avec une phase de déchargement entre chaque niveau (*figure 4.9*).

Les premières éprouvettes ont été soumises aux déformations  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  suivantes : 0.08%, 0.16%, 0.24%, 0.32%, 0.4%, 0.48%, 0.56%, 0.64%, et 0.72%, puis jusqu'à rupture ensuite. La *figure 5.1* montre la superposition des courbes contrainte – déformation  $\langle \sigma_{xx} \rangle = f(\langle \varepsilon_{xx} \rangle)$  pour l'ensemble des phases de chargement / déchargement. Elles sont parfaitement superposées quel que soit le niveau de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ , et aucune déformation résiduelle macroscopique n'a été observée après déchargement.

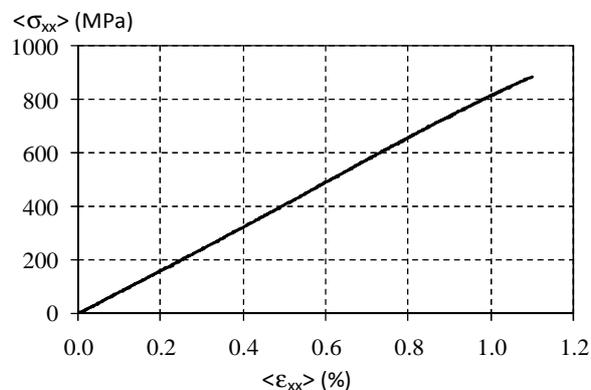


Figure 5. 1 Comportement macroscopique de l'éprouvette [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> de CTS / 920 soumise à des phases de chargement / déchargement en traction uniaxiale jusqu'à rupture.

D'un point de vue macroscopique, on peut donc considérer que le comportement du stratifié est élastique linéaire jusqu'à rupture. Le module équivalent  $E_x$ , estimé par régression linéaire, est de l'ordre de 175 GPa avec une déformation à rupture  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  de l'ordre de 1.1 %.

A chaque phase de déchargement et de déchargement, une photo a été prise sur la tranche de l'éprouvette (figure 5.2).

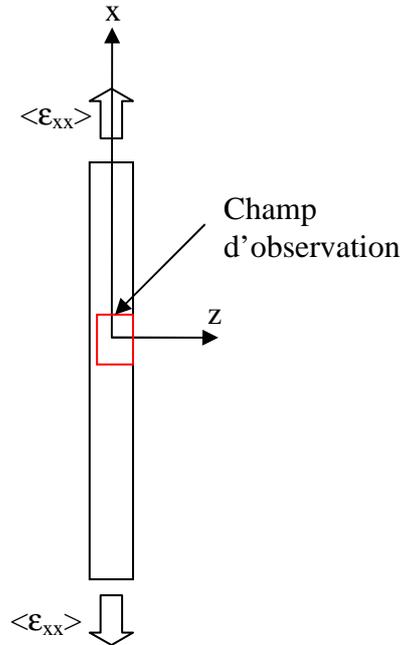


Figure 5. 2 Procédure expérimentale

Les images ont ensuite été traitées par corrélation d'images afin de déterminer les déplacements et d'en déduire les déformations. Le tableau 5.1 récapitule la caméra utilisée et les paramètres de corrélation utilisés pour traiter les images.

Résolution caméra (pixels)	1024 x 1368
Taille du pixel ( $\mu\text{m}$ )	0.55
Paramètres de corrélation (L,D) (pixels)	(30,20)

Tableau 5. 1 Paramètres de corrélation pour le traitement des essais sur éprouvettes droites CTS / 920

Pour l'ensemble des résultats d'essais qui seront commentés par la suite, l'axe x sera orienté suivant la longueur de l'éprouvette, et l'axe z sera orienté suivant l'épaisseur, du plan médian du stratifié vers le pli extérieur.

Pour plus de clarté, sur le stratifié  $[(15/-15)_2]_s$ , les couches ont été numérotées de 1 à 8 et les interfaces de  $I_1$  à  $I_7$ , l'interface  $I_4$  correspondant au plan médian (figure 5.3).

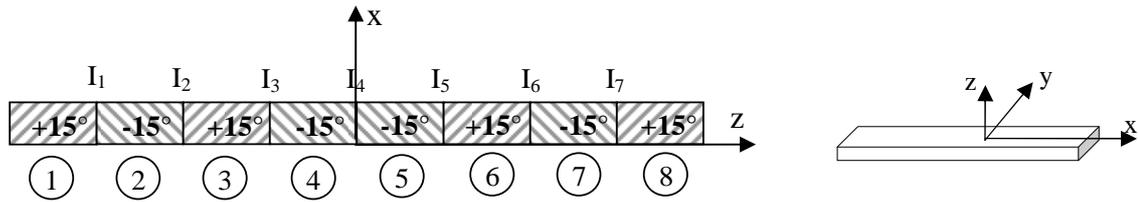


Figure 5. 3 Désignation des plis et des interfaces interlaminaires

### 5.1.2 Mesure des déplacements par corrélation d'images

A titre d'exemple, les deux images de la figure 5.4 présentent les cartographies des champs de déplacements  $u_x$  (à gauche) et  $u_z$  (à droite) mesurés par corrélation d'images sur la tranche d'une éprouvette stratifiées  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 soumise à une déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  de 0.4 %. Celles-ci montrent que le champs de déplacements n'est pas uniforme dans le plan (x,z).

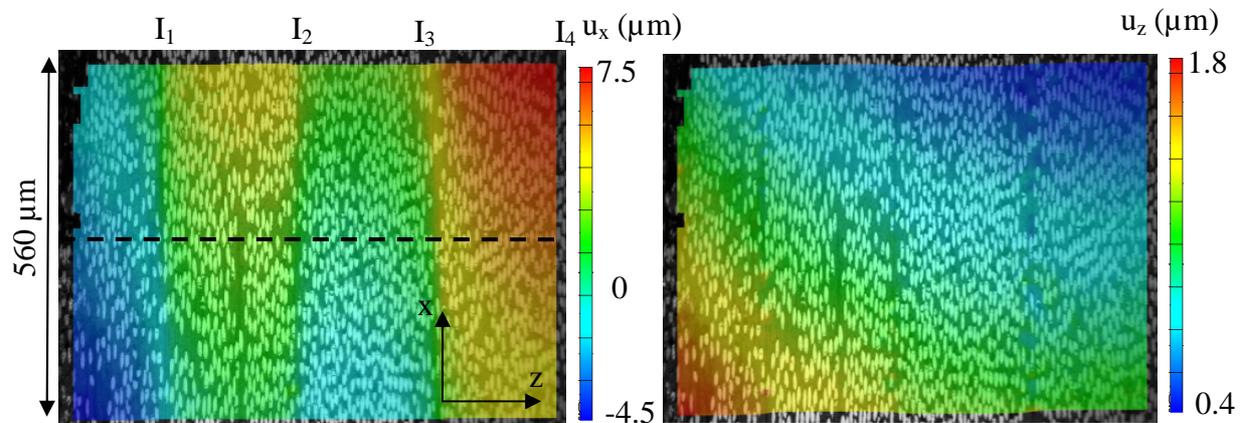


Figure 5. 4 Cartographie des déplacements  $u_x$  (à gauche) et  $u_z$  (à droite) sur la tranche d'une éprouvette de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 soumise à  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$

En ce qui concerne les déplacements  $u_x$ , le chargement de traction induit un gradient de déplacements dans la direction x tandis que les différences de propriétés mécaniques induisent sur le bord libre un gradient dans la direction z. D'un point de vue qualitatif, ce

résultat est en accord avec les cartographies obtenues par calculs par éléments finis au chapitre 3 (tableau 3.3).

L'éprouvette étant sollicitée en traction uniaxiale, elle se contracte sous l'effet du coefficient de Poisson, et les déplacements transversaux  $u_z$  doivent donc, en théorie, être constants en fonction de  $x$ . Or la figure 5.4 met clairement en évidence des gradients de  $u_z$  en fonction de  $x$  qui sont probablement la conséquence d'une très légère rotation de la caméra lors de son déplacement. Cela illustre bien les artefacts dont nous avons parlé au chapitre 4 (figure 4.27). La variation de  $u_z$  en fonction de  $x$  et  $z$  résulte en fait de la somme des trois effets suivants :

- une légère rotation du système optique lors de la manipulation des tables micrométriques qui entraîne une variation linéaire de  $u_z$  en fonction de  $x$ ,
- un déplacement de corps rigide dû au repositionnement « imparfait » de la caméra sur la zone d'observation (à quelques micromètres près),
- un gradient de déplacements  $u_z$  en fonction de  $z$  qui traduit la contraction de l'éprouvette sous l'effet du coefficient de Poisson

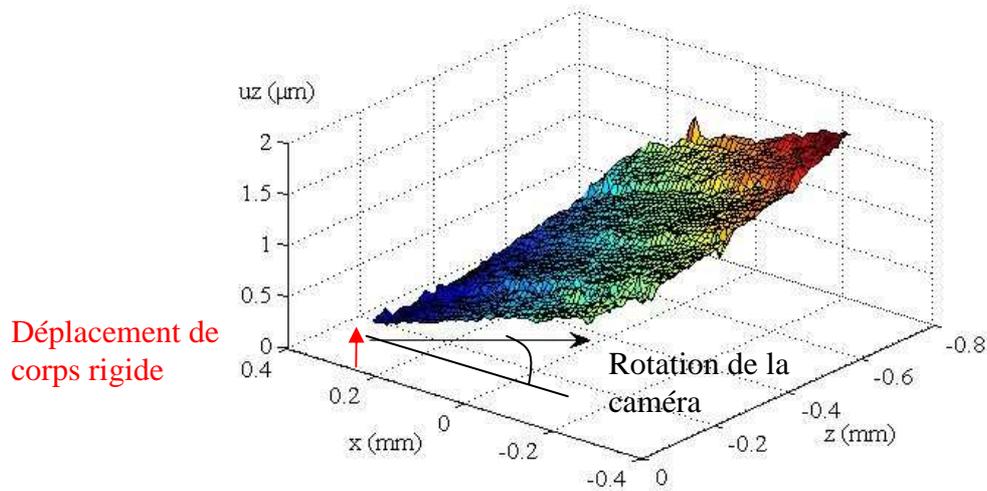


Figure 5. 5 Variations de  $u_z$  en fonction de la longueur  $x$  et de l'épaisseur  $z$  pour  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$ : influence du déplacement et de la rotation rigide de la caméra

Comme cela a été précisé au chapitre 4, les artefacts liés au déplacement de corps rigide et à la rotation de la caméra n'influenceront pas les déformations, car il s'agit de déplacements de corps rigides. Il faut néanmoins noter que l'ordre de grandeur des  $u_z$  est très faible en comparaison à celui des  $u_x$ , pour lesquels l'influence de la rotation sera donc proportionnellement moins importante. Si l'on corrige les résultats obtenus de façon à

minimiser l'influence de la rotation et du déplacement de corps rigide de la caméra, on retrouve alors une répartition des déplacements qui met clairement en évidence l'influence du coefficient de Poisson, comme le montre la *figure 5.6*.

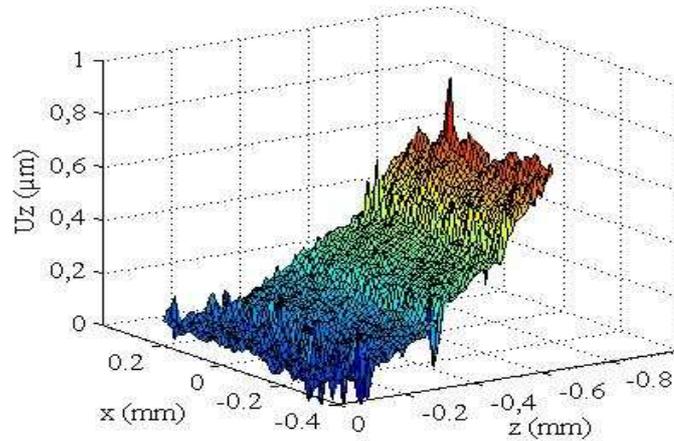


Figure 5. 6 Variations de  $u_z$  en fonction de la longueur  $x$  et de l'épaisseur  $z$  : suppression du gradient de déplacements selon l'axe  $x$  pour  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$

Nous avons ensuite comparé les déplacements  $u_x$  obtenus pour différents niveaux de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ . Pour cela, les déplacements ont été relevés sur les facettes appartenant à une ligne pointillée située au centre de l'image (*figure 5.4*). Ils ont ensuite été centrés par rapport à leur valeur moyenne en calculant la différence  $\Delta u_x$  entre le déplacement mesuré  $u_x$  et sa valeur moyenne calculée sur cette ligne. La *figure 5.7* représente la variation de  $\Delta u_x$  en fonction de  $z$  pour les différents niveaux de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ .

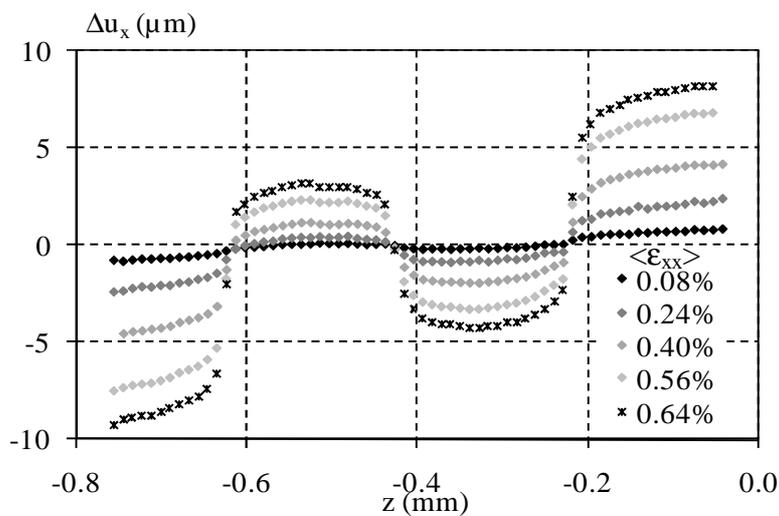


Figure 5. 7 Variation des déplacements  $\Delta u_x$  en fonction de  $z$  sur la tranche d'une éprouvette de séquence [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> de CTS / 920 pour différents niveaux de déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$

On remarque que les déplacements varient peu à l'intérieur des plis mais qu'ils présentent, au voisinage de chaque interface, des gradients d'autant plus importants que  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  est élevée. Par exemple, entre le premier et le deuxième pli, le « saut » de déplacement est supérieur à 10  $\mu\text{m}$  pour  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.64\%$ . Ces gradients étant localisés au niveau de chaque interface, ils seront à l'origine de concentrations de déformations de cisaillement dans ces zones.

Sachant que les déplacements  $u_z$  ne varient pas, d'après les calculs EF, en fonction de  $x$ , la courbe moyenne des déplacements  $u_z$  (calculée le long de chaque ligne suivant  $x$ ) a été tracée en fonction de  $z$ . Chaque image étant constituée de  $N$  facettes suivant  $x$  et  $P$  facettes suivant  $z$  (figure 5.8).

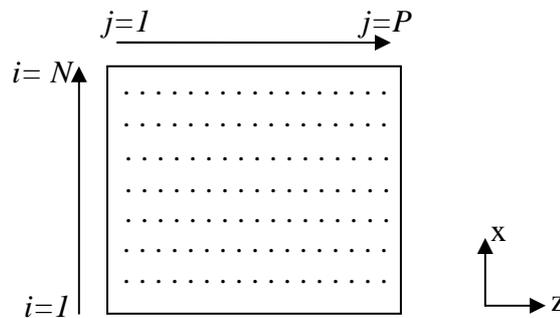


Figure 5. 8 Définition des facettes  $(i,j)$  pour le calcul de la courbe moyenne en fonction de  $z$

On calcule, pour chaque facette  $j$ , le déplacement moyen  $M(u_z)$  le long de l'axe  $x$  par la relation suivante :

$$Mu_z(z) = \sum_{i=1}^{i=N} \frac{1}{N} u_{z,i,j} \quad (4.1)$$

Sur la figure 5.9, la variation de  $M(u_z)$  a été tracée en fonction de  $z$  pour les différents niveaux de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ . L'ordre de grandeur des  $u_z$  mesurés est inférieur au micromètre quel que soit le niveau de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ . Bien qu'ils soient faibles, ils demeurent supérieurs à l'incertitude de mesure, qui a été estimée inférieure à 0.1  $\mu\text{m}$  au chapitre 4. Les différentes courbes montrent que les déplacements augmentent avec la distance par rapport au plan médian en raison de la

contraction sous l'effet du coefficient de Poisson. Ils semblent évoluer de façon quasi-linéaire à l'intérieur de chaque pli, avec au voisinage des interfaces une légère discontinuité.

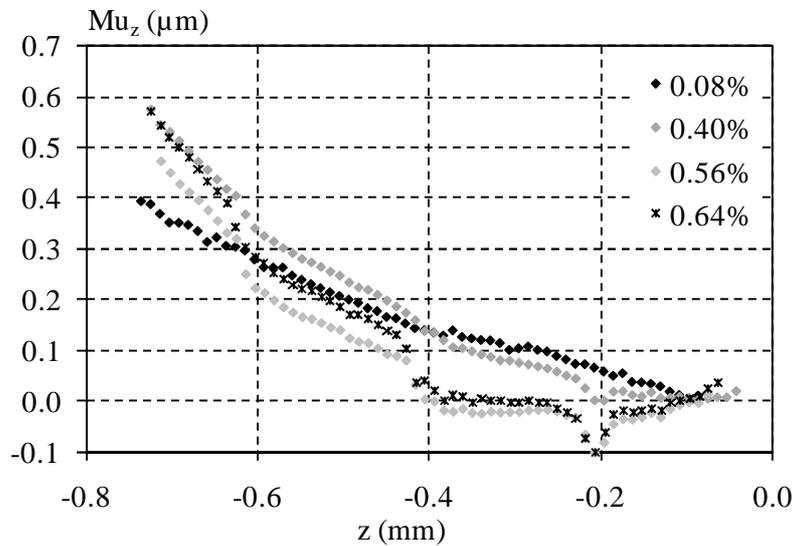


Figure 5. 9 Variations de  $Mu_z$  en fonction de  $z$  pour différentes valeurs de  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$

D'autre part, la *figure 5.6* qui représentait les déplacements  $u_z$  en fonction de  $x$  et  $z$ , montre des perturbations du champ de déplacements le long de chaque interface. Le déplacement moyen  $M(u_z)$  en fonction de  $z$ , pour  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$  a été tracé sur la *figure 5.10* (courbe centrale). L'écart-type  $s(u_z)$  a été calculé pour chaque valeur de  $z$  et reporté sur les courbes enveloppes tracées pour  $M(u_z) + 3s(u_z)$  et  $M(u_z) - 3s(u_z)$ .

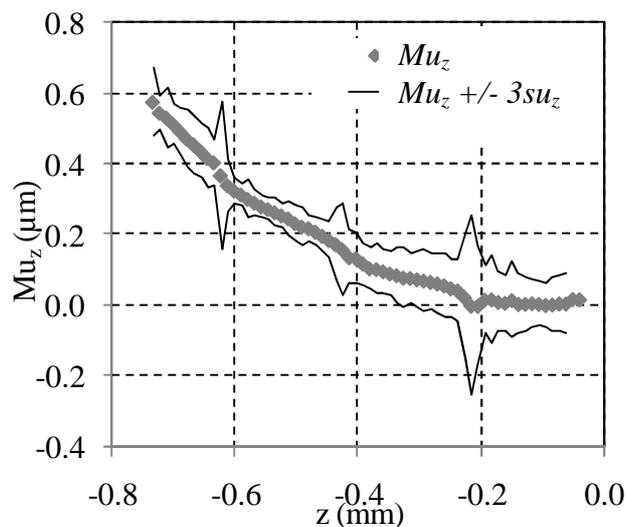


Figure 5. 10 Variation de  $Mu_z$  et de  $Mu_z \pm 3sMu_z$  en fonction de l'épaisseur  $z$  pour  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$ ,

Même si les déplacements  $u_z$  sont de faible amplitude, cette figure met en évidence une forte dispersion au niveau des interfaces, comme le montre les pics bien identifiables sur les courbes enveloppes. Bien qu'il soit difficile, pour l'instant, d'interpréter ces courbes, elles semblent néanmoins montrer qu'un phénomène particulier apparaît aux interfaces que les hypothèses liées à la modélisation par éléments finis ne font pas apparaître. On a en effet une dispersion locale qui peut être due aux variations de l'épaisseur des d'interphases le long de l'éprouvette ou, plus vraisemblablement, à l'apparition probable de micro-fissures qui viennent perturber les champs de déplacements et de déformations comme nous le verrons par la suite.

Nous avons ensuite comparé ces résultats à ceux obtenus par calculs par éléments finis (*chapitre 3*). La *figure 5.11* compare les déplacements  $\Delta u_x$  mesurés et calculés pour différents niveaux de  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$ . L'épaisseur moyenne des interphases mesurées ayant été estimée à  $10 \mu\text{m}$ , la comparaison porte ici sur des résultats de calculs effectués avec maillage d'interphases de  $10 \mu\text{m}$  d'épaisseur. L'ensemble des simulations ayant été effectué avec l'hypothèse d'un comportement élastique linéaire pour une déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.5 \%$ , les courbes ont simplement été multipliées par un facteur de proportionnalité pour les différentes valeurs de  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$ . D'un point de vue qualitatif, les résultats de calculs et ceux obtenus par corrélation d'images montrent les mêmes tendances, avec des gradients de déplacements élevés localisés à chaque interface.

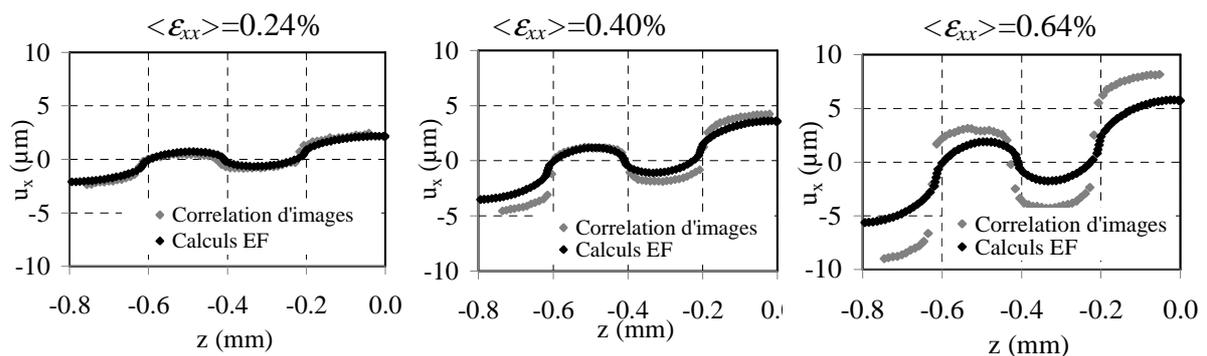


Figure 5. 11 Variations de  $\Delta u_x$  en fonction l'épaisseur  $z$  pour  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.24\%$ ,  $0.40\%$ ,  $0.64\%$  : comparaison calculs par éléments finis / corrélation d'images

D'un point de vue quantitatif, on observe une bonne corrélation pour les faibles niveaux de chargement, en effet pour une déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de 0.24 %, les courbes sont pratiquement superposées. Cependant, l'écart entre les résultats de calculs et expérimentaux augmente avec  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  comme le montre la *figure 5.11* (tracée pour  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.64\%$ ). Cet écart est dû aux hypothèses de calculs qui postulent un comportement élastique linéaire des différents matériaux (composite et résine). Même si, d'un point de vue macroscopique, la relation contrainte-déformation des éprouvettes de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  sollicitées en traction reste linéaire, sur le bord libre, les interfaces sont localement sollicitées en cisaillement et l'on peut attribuer l'écart entre les résultats numériques et expérimentaux à un comportement mécanique non-linéaire de l'interphase.

La *figure 5.12* présente la comparaison des déplacements moyens  $M(u_z)$  mesurés avec les résultats de calculs effectués pour la même interface de 10  $\mu\text{m}$ . On retrouve, globalement, les mêmes tendances que celles prédites par les calculs. En effet, les déplacements augmentent avec la distance par rapport au plan médian du stratifié, avec une variation quasiment linéaire à l'intérieur de chaque pli, et un changement de pente au niveau de chaque interface.

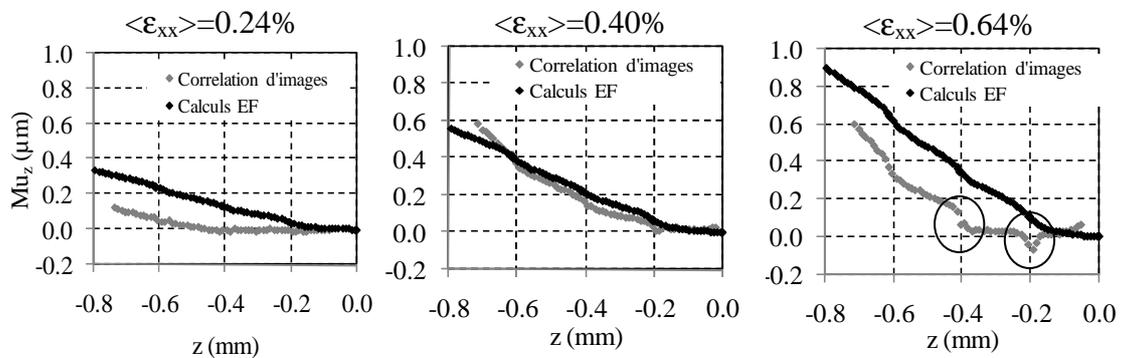


Figure 5. 12 Variations de  $Mu_x$  en fonction l'épaisseur  $z$  pour  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.24\%$ ,  $0.40\%$ ,  $0.64\%$  : comparaison calculs par éléments finis / corrélation d'images

Cependant, sur le plan quantitatif, on observe des différences significatives. Si globalement,  $u_z$  est toujours décroissant en fonction de  $z$ , localement cette pente devient positive au niveau des interfaces (comme le montrent les zones entourées sur la *figure 5.12*).

### 5.1.3 Analyse des champs de déformations

Dans un premier temps, considérons la déformation longitudinale  $\varepsilon_{xx}$  mesurée sur la tranche des éprouvettes. A titre d'exemple, la *figure 5.13* représente les champs  $\varepsilon_{xx}$  locaux lorsque  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$ .

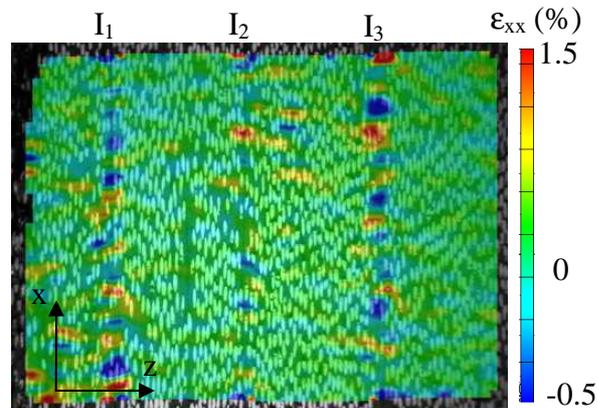


Figure 5. 13 Cartographie du champ de déformations  $\varepsilon_{xx}$  mesuré sur la tranche d'une éprouvette de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 soumise à  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$

$\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  étant de 0.4%, et l'incertitude sur la mesure des déformations ayant été estimée à environ 0.1% (*chapitre 4*), on mesure ici des déformations légèrement supérieures (en valeur absolue) à l'ordre de grandeur de l'incertitude. Néanmoins,  $\varepsilon_{xx}$  reste à peu près constante à l'intérieur des plis, de l'ordre de 0.4 %, valeur cohérente avec le  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  imposé. Cependant, il existe de fortes variations de  $\varepsilon_{xx}$ , concentrées au niveau des interfaces, avec des valeurs qui passent brusquement de valeurs positives à des valeurs négatives. Ces fortes variations de  $\varepsilon_{xx}$  sont peut être dues à des variations locales d'épaisseur d'interphase ou à l'apparition de microfissures qui probablement perturbent la mesure des champs cinématiques comme nous le verrons par la suite.

Nous avons ensuite calculé pour chaque valeur de  $z$  la déformation moyenne  $M(\varepsilon_{xx})$  suivant  $x$  d'après (5.1). La *figure 5.14* représente la variation de  $M\varepsilon_{xx}$  en fonction de l'épaisseur, comparée aux résultats de calculs par éléments finis pour trois niveaux de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  croissants.

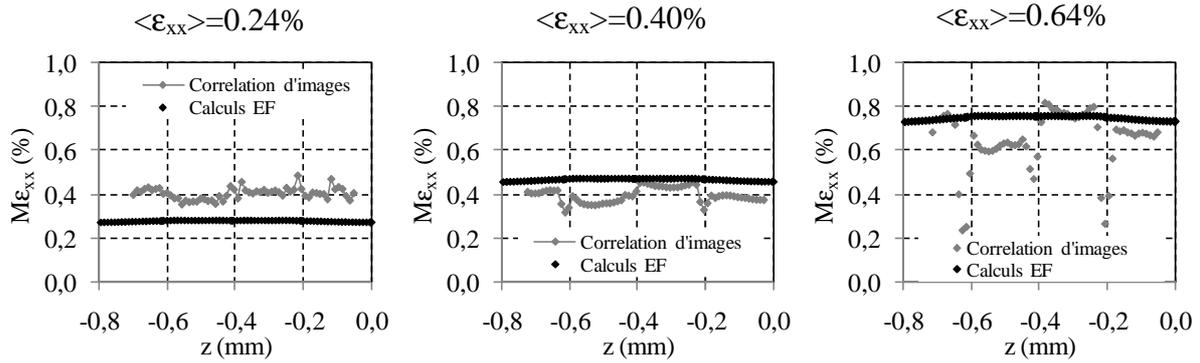


Figure 5. 14 Variations de  $M\epsilon_{xx}$  en fonction de  $z$  sur la tranche d'une éprouvette de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 soumise à  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.24\%, 0.4\%$  et  $0.64\%$

Les différences entre les valeurs calculées et mesurées deviennent significatives lorsque  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  augmente et les mesures mettent en évidence des phénomènes au niveau des interfaces interlaminaires qui ne sont pas pris en compte dans les calculs éléments par finis.

La figure 5.15 montre une cartographie du champ de déformation  $\epsilon_{zz}$  sur la tranche de l'éprouvette pour une déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  de 0.4%. La déformation est homogène à l'intérieur des plis et correspond à l'effet du coefficient de Poisson. En revanche, tout au long de chaque interface  $\epsilon_{zz}$ , prend des valeurs positives.

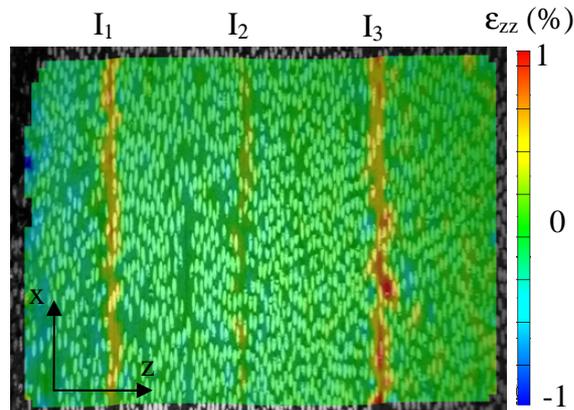


Figure 5. 15 Cartographie du champ de déformation  $\epsilon_{zz}$  sur la tranche d'une éprouvette de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 soumise à  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$

La figure 5.16 permet de bien mettre en évidence la différence entre la déformation moyenne  $M(\epsilon_{zz})$  (estimée à partir de la relation (4.1)) et celle calculée, en fonction de  $z$  pour différents niveaux de  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$ .

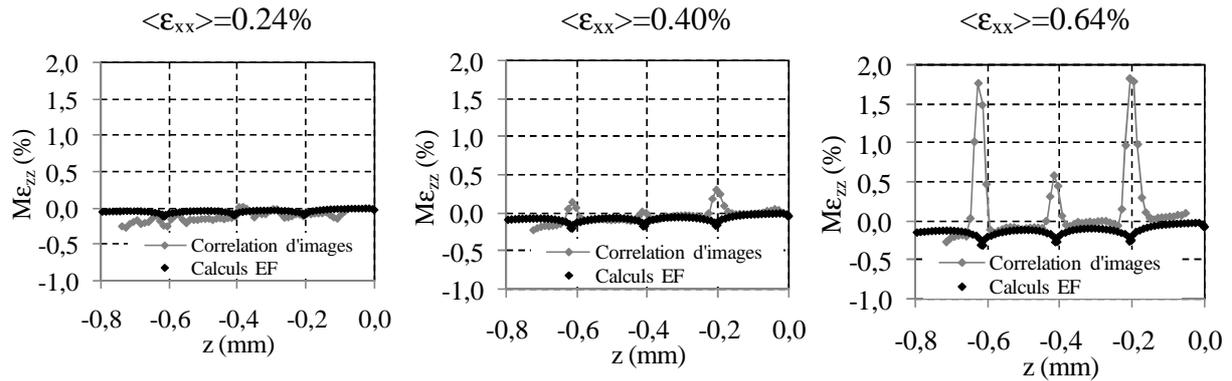


Figure 5. 16 Variations de  $M\epsilon_{zz}$  en fonction de  $z$  sur la tranche d'une éprouvette de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS / 920 soumise à  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.24\%$ ,  $0.4\%$  et  $0.64\%$

A l'intérieur des plis, on trouve une bonne corrélation entre les valeurs calculées et mesurées. Cependant, au voisinage des interfaces interlaminaires, la corrélation d'images montre les tendances opposées, avec la présence d'un pic positif de déformation  $\epsilon_{zz}$  nettement différencié pour les  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  élevés. Pour  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$ , mais surtout pour  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.64\%$ , l'amplitude de ce pic est maximale aux interfaces  $I_1$  et  $I_3$ , avec des valeurs supérieures à  $1\%$ . Les calculs prévoyaient en revanche un pic de déformation négatif, ce qui signifiait que l'interface interlaminaire devrait avoir tendance à se « refermer ». Les tendances opposées sont cependant observées, et les pics positifs traduisent donc une déformation « d'ouverture » au niveau de l'interface, et donc un risque de délaminage.

Pour terminer, la cartographie des déformations de cisaillement  $\epsilon_{xz}$  est représentée sur la figure 5.17 pour une déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  de  $0.4\%$ . Elle fait nettement apparaître les concentrations de déformations au voisinage de chaque interface. On observe un pic positif de déformation compris entre  $4\%$  et  $5\%$  au voisinage des interfaces  $I_1$  et  $I_3$  et un pic négatif de l'ordre de  $-3\%$  à l'interface  $I_2$ . L'ordre de grandeur des déformations mesurées est, dans ce cas, largement supérieur à celui des incertitudes de mesure.

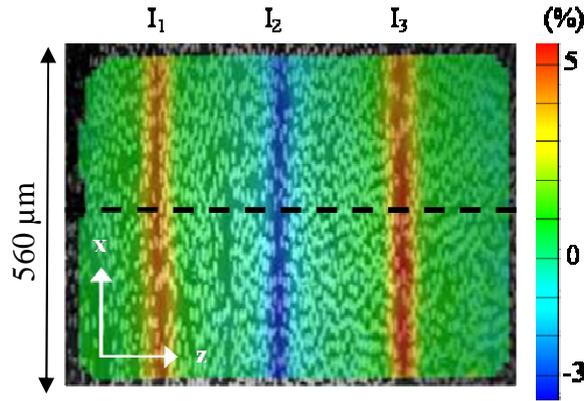


Figure 5.17 Cartographie du cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  sur la tranche d'une éprouvette de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS/920 pour  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$

Cette répartition des déformations de cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  est engendrée par les gradients de  $u_x$  en fonction de  $z$  qui avaient été mis en évidence sur la *figure 5.7*. Comme précédemment, le cisaillement moyen  $M(\varepsilon_{xz})$  a été calculé sur  $x$  et tracé en fonction de  $z$  sur la *figure 5.18*, afin d'être comparé aux résultats de calculs.

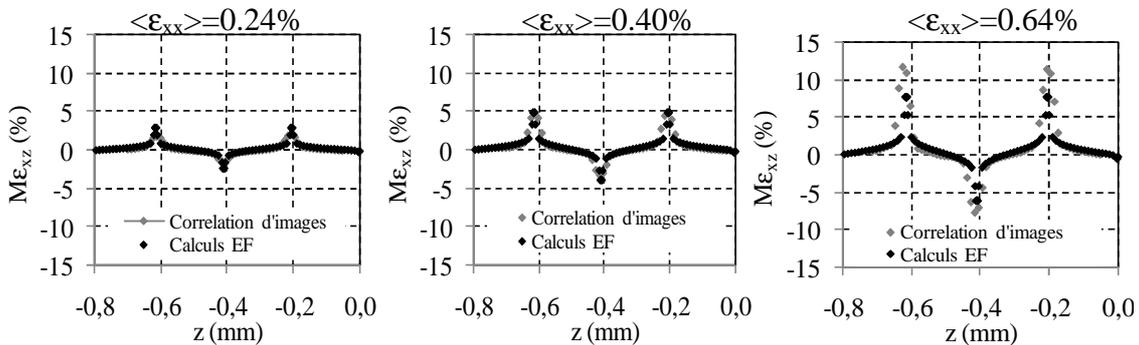


Figure 5.18 Variation de  $M\varepsilon_{xz}$  en fonction de  $z$  sur la tranche d'une éprouvette de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  de CTS/920 soumise à  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.24\%$ ,  $0.4\%$  et  $0.64\%$

On observe, sur la *figure 5.18*, une bonne correspondance entre les champs mesurés et calculés. Chaque interface est en effet marquée par un pic qui prend localement une valeur très élevée, mais qui n'augmente pas de façon proportionnelle avec la déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ . Par exemple, ce pic est de l'ordre de 2.5 % pour  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.24\%$ , mais est supérieur à 10 % lorsque  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.64\%$ . La comparaison avec les résultats de calcul montre une bonne corrélation pour les faibles niveaux de déformation, mais l'écart entre les champs calculés et ceux mesurés augmente avec  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ , comme pour les déformations locales précédentes. Cet écart est certainement dû à un comportement non-linéaire au niveau des interfaces. A

l'intérieur des plis, la déformation de cisaillement diminue et les valeurs mesurées sont en bon accord avec les valeurs calculées.

Jusqu'à présent, nous avons tracé pour chaque déformation la variation de sa valeur moyenne le long de  $x$  en supposant précisément qu'elle ne variait pas en fonction de  $x$ . Or, nous avons vu dans le *chapitre 3* concernant les calculs par éléments finis, que l'épaisseur de l'interphase est susceptible de jouer un rôle important sur l'amplitude du pic de déformation cisaillement  $\varepsilon_{xz}$ . En, conséquence, nous avons donc cherché à savoir si l'amplitude de ce pic variait en fonction de l'épaisseur de l'interphase sur le stratifié réel.

#### 5.1.4 Influence de l'épaisseur de l'interphase sur les effets de bord

Nous avons tracé, sur la *figure 5.19* la variation du cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  en fonction de  $x$  et  $z$  pour une déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de 0.4 %. Cette figure met en évidence des fluctuations de l'amplitude du pic au long de chaque interface interlaminaire ( $I_1$ ,  $I_2$  et  $I_3$ ).

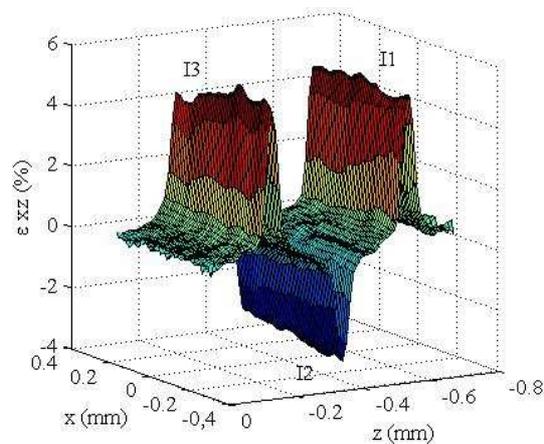


Figure 5. 19 Variation de  $\varepsilon_{xz}$  en fonction de  $x$  et  $z$  sur la tranche d'une éprouvette de CTS / 920 pour  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$

A partir de ces résultats, nous avons cherché à savoir si ces fluctuations étaient liées à des variations d'épaisseur de l'interphase. Nous avons donc mesuré ces épaisseurs  $e_i$  le long des interfaces  $I_1$  et  $I_3$  (selon la méthode présentée au *chapitre 2*), et tracé sur la *figure 5.20*, l'amplitude du pic de cisaillement en fonction de  $e_i$ .

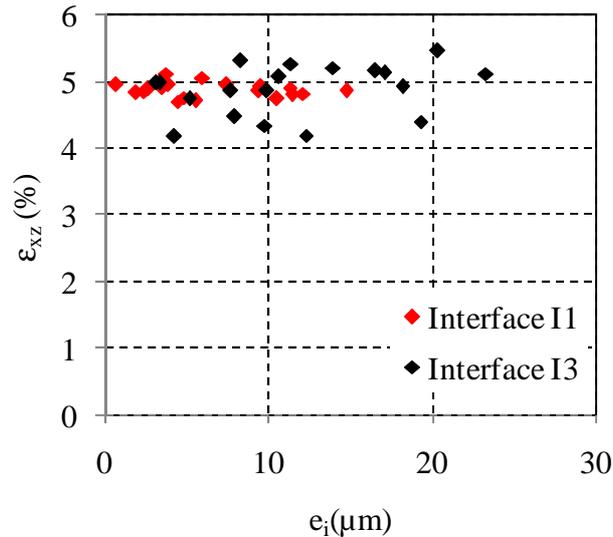


Figure 5. 20 Evolution du pic de cisaillement  $\epsilon_{xz}$  mesuré aux interfaces  $I_1$  et  $I_3$  en fonction de l'épaisseur de l'interphase  $e_i$  sur le bord libre d'une éprouvette de CTS / 920 de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  sous  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$

Contrairement aux prévisions indiquées par les résultats de calculs, les pics de cisaillement aux interfaces  $I_1$  et  $I_3$  restent relativement constants en amplitude avec des valeurs de l'ordre de 5 %. L'amplitude des pics de déformation ne peut donc pas être corrélée à la variation de l'épaisseur des interphases pour ce stratifié, et reste d'ailleurs (en moyenne) plutôt constante en fonction de cette dernière.

Ceci s'explique peut être par le fait que l'interface varie peu et sur des distances trop courtes et que nous sommes en présence d'un effet de « moyenne » dû à une fluctuation rapide de  $e_i$  le long de l'axe  $x$ . Ce phénomène sera probablement différent dans le stratifié constitué des couches de quasi-unidirectionnel, où les variations d'épaisseur des interphases sont beaucoup plus progressives. D'autre part les résolutions spatiales en déplacements et en déformations (de l'ordre respectivement de  $16.5 \mu\text{m}$  et  $27.5 \mu\text{m}$ ) ne sont peut être pas suffisantes pour permettre la mise en évidence de ce phénomène qui induit peut être des gradients trop faibles pour pouvoir être mesurés compte tenu de la résolution de cette technique.

### 5.1.5 Mise en évidence d'endommagement localisé aux interfaces interlaminaires

L'analyse des champs de déplacements et de déformations mesurés sous traction uniaxiale a montré que les gradients de déplacements et de déformations augmentaient avec la

déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ . Les analyses ont montré un bon accord entre les mesures et les résultats de calculs pour les faibles niveaux de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  mais, lorsque  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  augmente, l'écart entre les résultats de calculs et de mesures augmente. Cet écart s'explique en supposant que des phénomènes non-linéaires se produisent aux interfaces. Afin d'étayer cette hypothèse nous avons calculé, à l'interface  $I_1$ , la valeur moyenne du pic de cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  dans l'image et son écart-type pour chaque niveau de déformation imposé.

La valeur moyenne de ce pic a été tracée sur la *figure 5.21* en fonction de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ , cette courbe est encadrée par les deux courbes enveloppes (en pointillés) obtenue en ajoutant et en retranchant trois fois l'écart-type de  $\varepsilon_{xz}$ . Sur la même figure, les droites représentant les amplitudes des pics calculés pour des interphases d'épaisseur 5  $\mu\text{m}$ , 10  $\mu\text{m}$  et 40  $\mu\text{m}$  ont également été tracées à titre de comparaison. Les calculs étant effectués avec l'hypothèse linéarité de comportement, les déformations  $\varepsilon_{xz}$  calculés sont donc proportionnelles à  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ .

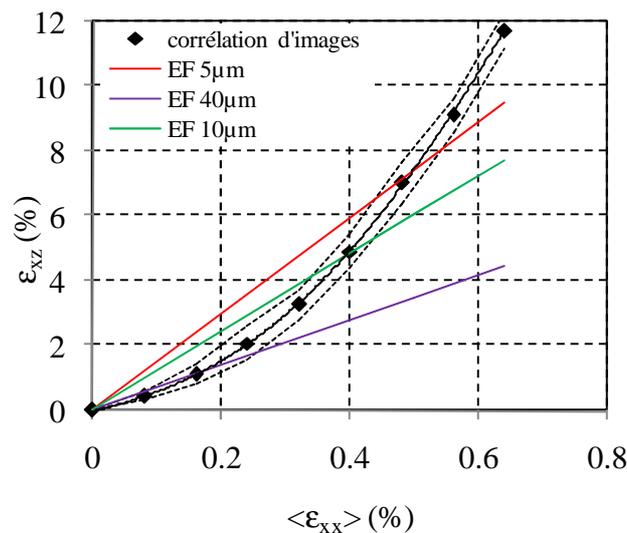


Figure 5. 21 Evolution du pic de cisaillement à l'interface  $I_1$  en fonction de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  et comparaison avec les calculs par éléments finis pour des interphases d'épaisseur 5  $\mu\text{m}$ , 10  $\mu\text{m}$  et 40  $\mu\text{m}$

On constate que l'amplitude du pic de cisaillement ne varie pas de façon proportionnelle à  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ . Dans ce stratifié, l'épaisseur moyenne de l'interphase avait été estimée à 10  $\mu\text{m}$ . Or, les résultats de calculs effectués avec cette épaisseur surestiment la déformation de cisaillement pour les faibles niveaux de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ . Lorsque  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  augmente, la déformation  $\varepsilon_{xz}$  calculée devient ensuite inférieure à celle mesurée, mettant en évidence un comportement local non-linéaire.

Les calculs effectués avec une épaisseur d'interphase de 40  $\mu\text{m}$  donnent de meilleurs résultats pour les faibles niveaux de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ , même si l'épaisseur de l'interphase mesurée est de 10  $\mu\text{m}$  en moyenne, car la droite est pratiquement confondue avec la pente à l'origine de la courbe  $\varepsilon_{xz}=f(\langle \varepsilon_{xx} \rangle)$  mesurée sur la *figure 5.21*.

Les hypothèses de calcul, considérant l'interphase comme parfaitement rectiligne et d'épaisseur constante, ne peuvent expliquer à elles seules ce phénomène. En effet les propriétés mécaniques dans le stratifié réel ne varient pas de façon brutale, comme c'est le cas dans le modèle éléments finis où le changement de propriétés mécaniques est discontinu lors du passage d'une couche à l'autre au niveau de l'interphase. En réalité, la variation des propriétés mécaniques de part et d'autre de l'interphase est progressive jusqu'à atteindre, à l'intérieur du pli, les propriétés d'un matériau homogène équivalent, comme le suggère la *figure 5.22*.

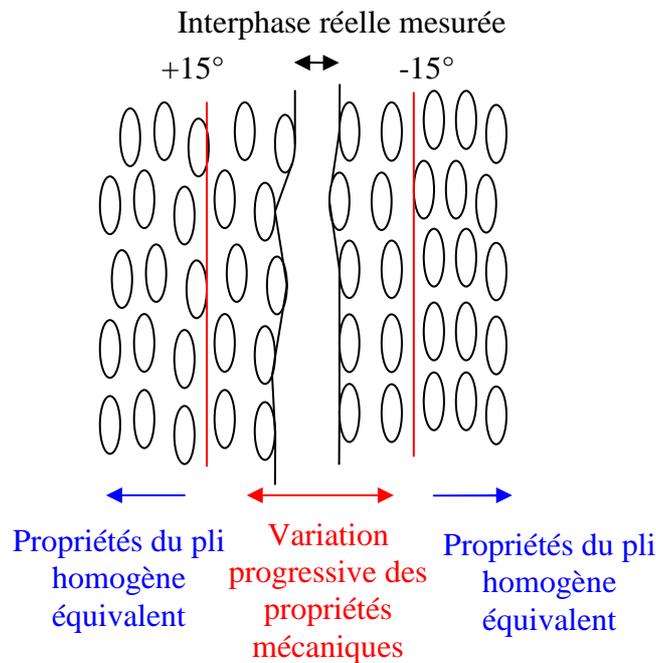


Figure 5. 22 Variation progressive des propriétés mécaniques à l'interphase

Pour illustrer ce phénomène, nous avons tracé la variation du pourcentage de fibre  $V_f$  en fonction de l'épaisseur de part et d'autre de l'interphase (selon l'axe  $z$ ). La même procédure que celle utilisée au *chapitre 2* a été utilisée pour l'estimation du  $V_f$ . Elle consiste à convertir les images obtenues par microscopie optique en niveaux binaires de noir et blanc et à calculer le pourcentage surfacique de chaque niveau. Une fenêtre d'analyse de 15  $\mu\text{m}$  de largeur et de 180  $\mu\text{m}$  de hauteur a été prise pour estimer la fraction volumique locale de fibres

$V_f$ , comme le montre l'encadré rouge sur la *figure 5.23*. La variation de  $V_f$  en fonction de  $z$  a ensuite été tracée sur la *figure 5.23*, en répétant cette opération et en décalant la fenêtre d'analyse (suivant  $z$ ) par pas de  $3.5 \mu\text{m}$ .

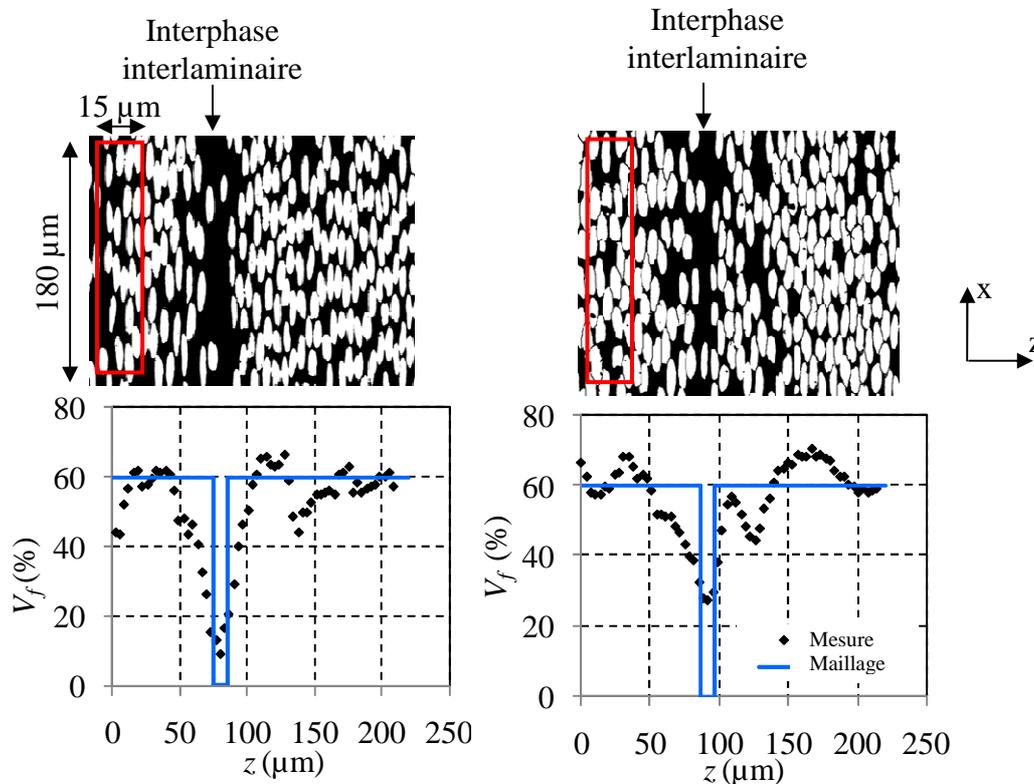


Figure 5. 23 Variation du pourcentage de fibres au voisinage d'une interface interlaminaire

La suite des points montre clairement une variation progressive de  $V_f$  local, qui traduit la variation progressive des propriétés mécaniques du matériau en passant de l'interphase (résine pure) au pli (renfort unidirectionnel).

Cette variation progressive pourrait également expliquer l'absence de singularité sur le pic de déformation en cisaillement, c'est-à-dire l'absence d'une déformation infinie à l'interface, comme le suggère les théories asymptotiques classiques qui font l'hypothèse d'une transition discontinue d'une phase à l'autre. En effet, la présence d'une singularité pose physiquement un problème, car elle suppose implicitement que le stratifié casserait immédiatement au niveau de l'interface dès la moindre sollicitation alors que ce n'est pas le cas. Comme nous l'avons dit, la singularité est la conséquence d'un modèle mathématique qui considère le passage immédiat d'un matériau à un autre avec changement discontinu des propriétés mécaniques. Dans le stratifié réel, il y a plutôt continuité de la matrice (et donc de la résine) d'un pli à un autre et les propriétés mécaniques varient de façon progressive comme le suggère la *figure 5.20*.

Toutefois, même s'il n'y a pas de singularité, le pic de cisaillement est discontinu et prend tout de même des valeurs localement très importantes qui sont, par exemple, supérieures à 10% lorsque la déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  est supérieure à 0.6%. Au regard, de ces résultats, on peut alors se poser la question de savoir si ces déformations disparaissent après déchargement de l'éprouvette, ou s'il reste une déformation résiduelle à l'interphase.

La *figure 5.22* représente la cartographie des déplacements  $u_x$  mesurés après avoir imposé une déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  de 0.4% (à gauche) et après déchargement de l'éprouvette (à droite). On constate alors qu'après déchargement, un déplacement résiduel demeure dans l'éprouvette. Les plis orientés à  $15^\circ$  se sont déplacés de façon permanente par rapport aux plis orientés à  $-15^\circ$ . A noter cependant qu'il ne s'agit ici que d'un déplacement mesuré à la surface du bord libre et que, selon toute vraisemblance, ce déplacement résiduel doit tendre rapidement vers zéro vers l'intérieur de l'éprouvette. Car, dans le cas contraire, cela voudrait dire que chaque couche s'est globalement déplacée par rapport à l'autre, ce qui se traduirait à l'échelle macroscopique par une courbe contrainte-déformation  $\langle \sigma_{xx} \rangle = f(\langle \epsilon_{xx} \rangle)$  non linéaire, ce qui n'est pas le cas. Cette remarque est importante, car le comportement du stratifié étant globalement linéaire, ce déplacement rémanent ne peut donc être que local et localisé au voisinage du bord libre.

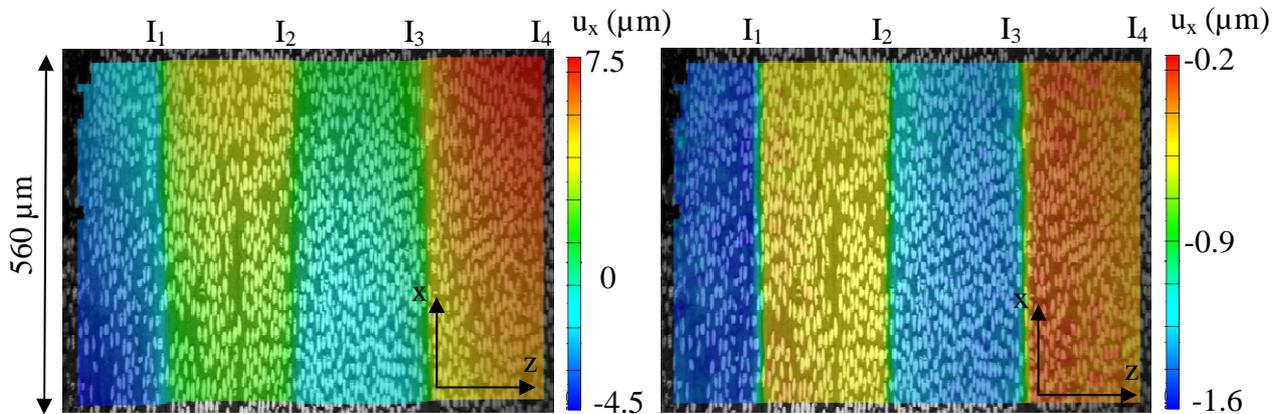


Figure 5. 24 Cartographie des déplacements  $u_x$  mesurés sous traction uniaxiale avec  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$  (à gauche) et après déchargement de l'éprouvette (à droite)

Ces gradients de déplacements résiduels entre les plis d'orientations différentes sont donc à l'origine d'une déformation de cisaillement résiduelle au niveau des interfaces. La *figure 5.23* représente la cartographie du cisaillement après déchargement de l'éprouvette et montre la présence très nette de pics de cisaillement résiduels confinés au voisinage de chaque interface, qui prennent des valeurs supérieures à 1%.

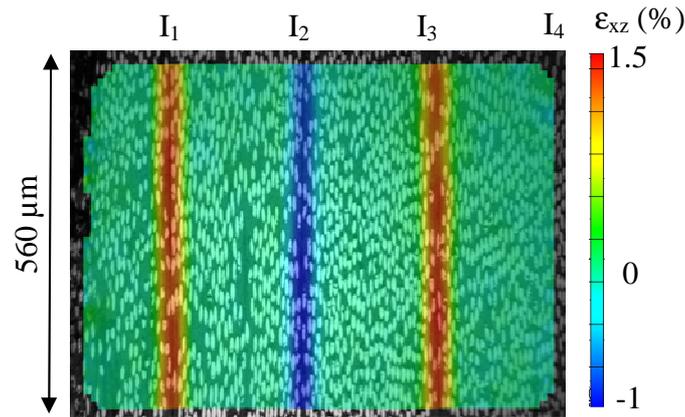


Figure 5. 25 Cartographie du cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  après déchargement de l'éprouvette CTS / 920 après avoir été soumise à une déformation macroscopique  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0,4 \%$

Nous avons donc tracé sur la *figure 5.26* l'évolution de la valeur moyenne du pic de cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  au niveau de l'interface  $I_1$  en fonction de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ , ainsi que celle du pic de cisaillement résiduel après déchargement de l'éprouvette. On constate qu'après déchargement, il y a une déformation de cisaillement résiduelle non négligeable dès les faibles niveaux de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ . Par exemple, une déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de l'ordre de 0.3 % entraîne un pic de cisaillement à l'interface d'environ 3.5% et après déchargement, une déformation de cisaillement résiduelle de l'ordre de 1%. Cette dernière ne varie d'ailleurs pas de façon proportionnelle à  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  et atteint des valeurs très importantes, supérieures à 4 %. D'après les données du fournisseur, la déformation à rupture de la matrice 920 est de l'ordre de 8 %, et est dépassée, à partir d'un certain niveau de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de la résine au niveau de l'interface. Cette comparaison suggère alors un autre phénomène. Si la déformation à rupture de la résine est localement dépassée au niveau de l'interphase, cela signifie qu'il n'y a plus continuité entre l'interphase et la couche d'unidirectionnel et ne peut être dû qu'à l'apparition et la propagation de fissures. La corrélation d'images mesure donc bien un déplacement relatif, mais l'absence de continuité ne nous permet plus de calculer un champ de déformation en fonction du champ de déplacement. Cette constatation conforte l'hypothèse (avancée précédemment) de l'apparition de fissures au niveau de l'interphase.

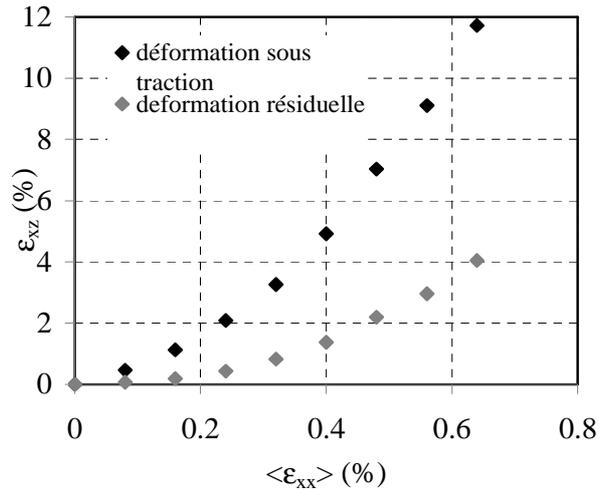


Figure 5. 26 Evolution des pics de cisaillement  $\epsilon_{xz}$  sous chargement et après déchargement de l'éprouvette CTS / 920 en fonction de la déformation macroscopique imposée  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$ .

Cependant, le polissage effectué sur la tranche des éprouvettes permet uniquement de distinguer la microstructure et d'utiliser la technique de corrélation d'images, mais n'est pas assez poussé pour nous permettre d'observer la nature de l'endommagement aux interfaces. Pour cette raison, nous avons effectué des essais complémentaires sur d'autres éprouvettes dont la tranche a été polie à la pâte diamantée de grain 1  $\mu\text{m}$ , afin d'observer au cours du chargement, l'apparition d'un endommagement localisé aux interfaces interlaminaires. A titre d'exemple, la *figure 5.25* montre une micrographie prise sur la tranche d'une éprouvette non déformée avec un polissage poussé.

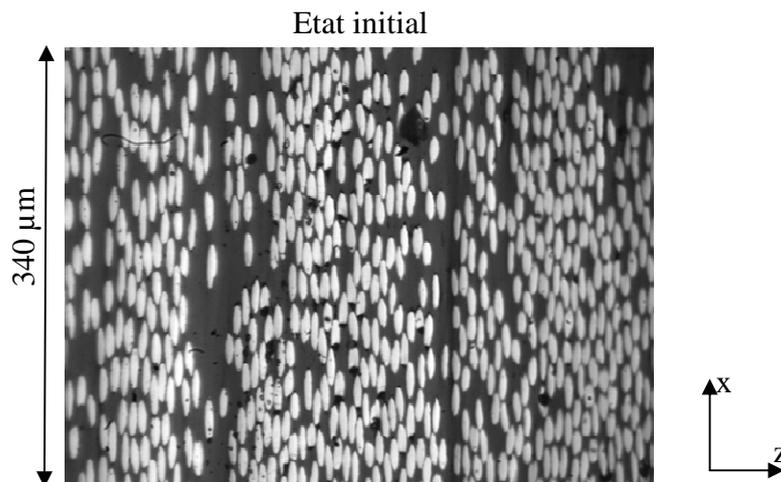


Figure 5. 27 Examen micrographique pour observer l'apparition d'endommagement aux interfaces, état initial non déformé

Les micrographies de la *figure 5.6* ont été prises sur la tranche de la même éprouvette déchargée, après avoir imposé  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.64\%$  puis  $0.9\%$ . A  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.64\%$ , on observe la présence de fissures au voisinage des interfaces fibres / matrice qui apparaissent sur la micrographie sous la forme de bandes foncées. On peut voir sur la photo prise après avoir imposé  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.9\%$ , que l'endommagement s'est propagé et que les fissures aux interfaces fibres / matrice se rejoignent d'une fibre à l'autre.

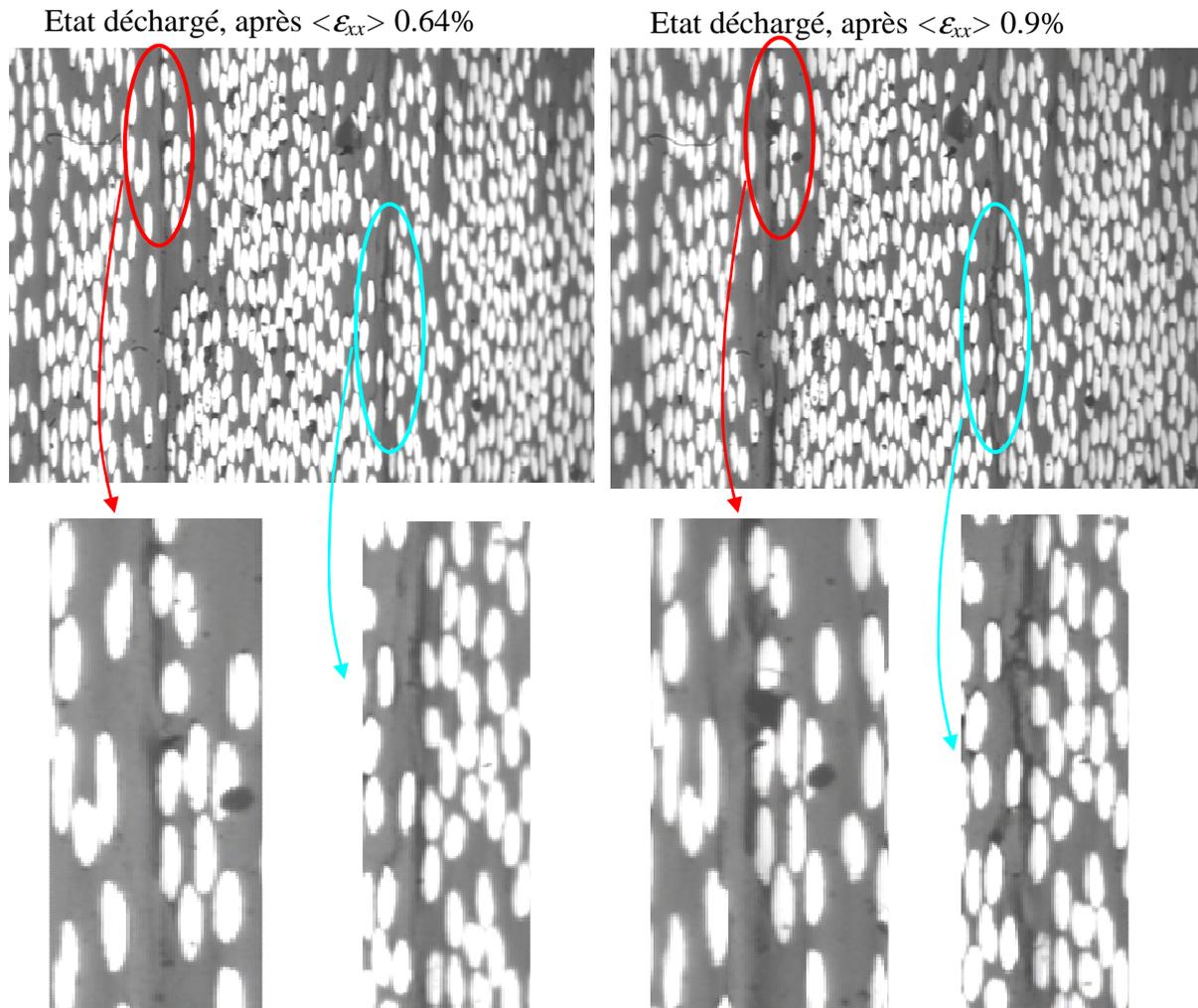


Figure 5. 28 Examens micrographiques après déchargement après  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.64\%$  (à gauche) et  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.9\%$  (à droite) : observation de fissures aux interfaces fibres / matrice

En raison de sa faible profondeur de champ, la microscopie optique ne permet pas de mettre en évidence sans ambiguïté la présence des fissures. Nous avons donc effectué des examens complémentaires au Microscope Electronique à Balayage (MEB) comme le montre la *figure 5.29*. Sur la photo de gauche, prise au grossissement le plus faible, on constate qu'à

l'intérieur des plis il ne s'est rien passé, on observe juste un très léger relief formé par les fibres. En revanche, on distingue très nettement l'interface interlaminaire où l'endommagement est apparu ; cet endommagement n'est pas localisé au voisinage de quelques fibres, mais il est continu tout au long de l'interface. Les photos prises à des grossissements plus importants permettent de mettre en évidence la présence de fissures au voisinage des interfaces fibres / matrice, qui confirme l'interprétation des micrographies optiques et des hypothèses formulées plus haut à partir des courbes de déformation résiduelles.

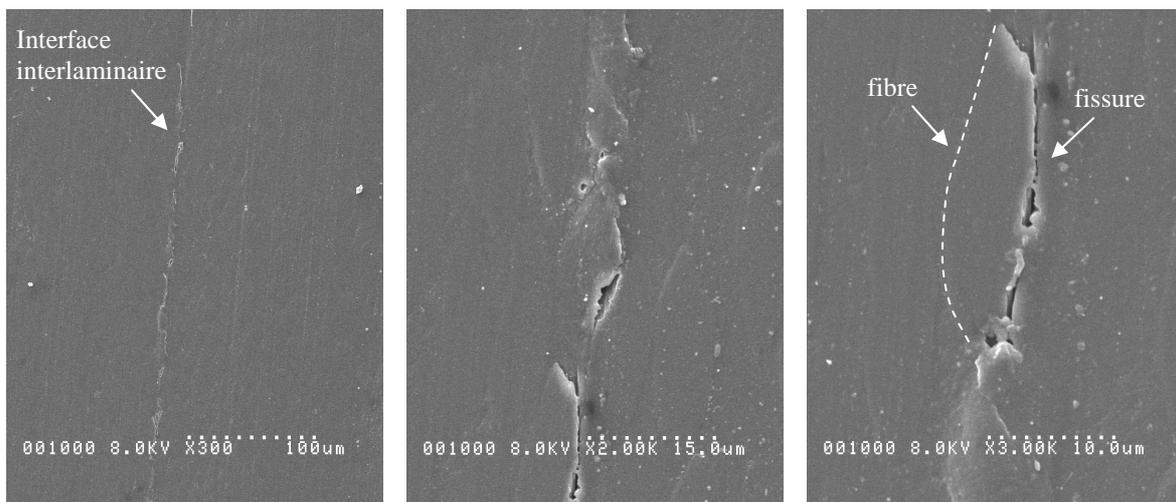


Figure 5. 29 Micrographie au MEB sur la tranche de l'éprouvette à différents grossissements après avoir imposé des phases de chargement / déchargement jusqu'à  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.9\%$

La même éprouvette a ensuite été analysée par profilométrie laser. Cette technique est basée sur une méthode interférométrique. Son principe consiste à éclairer la surface grâce à un faisceau laser qui traverse l'objectif, avant d'être divisé en deux grâce à un miroir séparateur. Une partie du faisceau est réfléchiée vers un détecteur et constitue le faisceau de référence, tandis qu'une seconde partie est dirigée vers l'échantillon où elle est de nouveau réfléchiée vers le miroir séparateur. Sur le miroir séparateur, les deux faisceaux sont alors superposés, et leurs interférences donnent naissance à des franges qui sont fonction de la différence de chemin optique entre les deux ondes, permettant d'avoir des informations sur le relief de la surface.

Par exemple, la *figure 5.30* montre les résultats d'analyses de profilométrie laser sur la tranche d'une éprouvette après déchargement, après avoir appliqué des phases de chargement / déchargement jusqu'à  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  de 0.9%. On observe bien à nouveau, des fissures

aux interfaces fibres / matrice et la résine forme un relief (séparé des fibres) le long de l'interface.

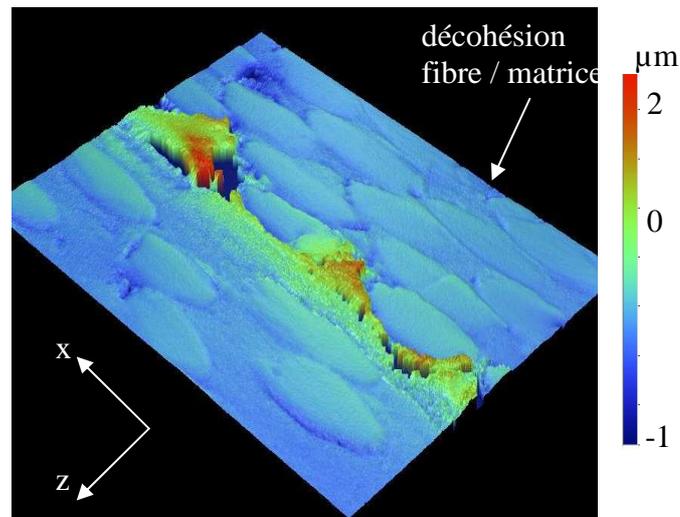


Figure 5. 30 Observation de l'interface interlaminaire par profilométrie laser après déchargement de l'éprouvette ayant subi  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.9\%$

Ainsi, même si d'un point de vue macroscopique, le comportement de l'éprouvette est élastique linéaire, et si, à ce stade, aucune non linéarité n'est observée sur la courbe contrainte / déformation macroscopique, on constate la présence d'endommagements et de fissures tout au long de l'interface. La question de la pertinence des déformations mesurées à partir d'un certain niveau de  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  ne se pose donc plus puisque la continuité entre les plis n'est plus assurée (à la surface du bord libre). On mesure alors bien un déplacement relatif d'un pli par rapport à un autre, mais le calcul du champ de déformation à partir du champ de déplacement doit être interprété en fonction de la présence de fissure.

## 5.2. Traction sur éprouvettes planes à fibres Haut Module M55J / M18 de séquence $[(15/-15)_2]_s$

### 5.2.1 Comportement macroscopique

Les mêmes essais de traction ont été effectués sur des éprouvettes stratifiées en composite à fibres de carbone haut module M55J et résine époxy M18. L'épaisseur du pli unidirectionnel de ce matériau, de l'ordre de 0.1 mm, est deux fois plus fine que celle du

CTS/920, précédemment étudié. Pour comparer les résultats obtenus avec les deux autres matériaux, à épaisseurs de couches constante, nous avons réalisé des éprouvettes de M55J / M18 de séquence  $[(15_2/-15_2)_2]_s$ , de manière à avoir une épaisseur de chaque couche de l'ordre 0.2 mm, comme précédemment. Un essai de traction jusqu'à rupture montre que le comportement macroscopique peut être considéré comme élastique linéaire comme le montre la *figure 5.31* avec un module équivalent  $E_x$ , déterminé par régression linéaire, de l'ordre de 260 GPa.

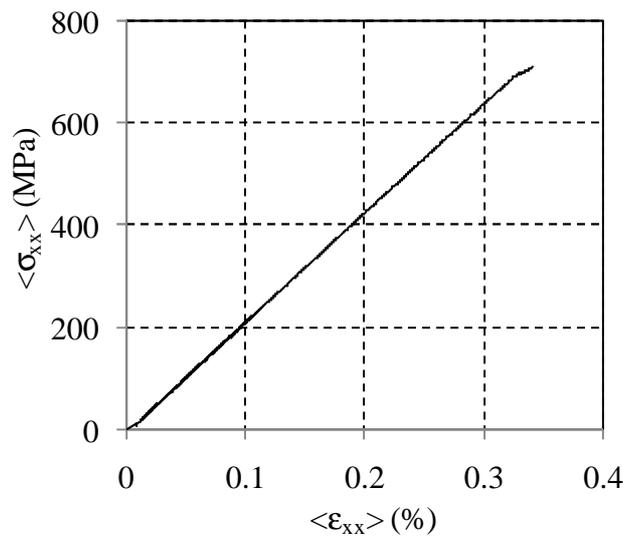


Figure 5. 31 Comportement macroscopique des éprouvettes M55J/M18 de séquence  $[(15_2/-15_2)_2]_s$

L'éprouvette a été soumise à une traction uniaxiale avec des phases de chargement / déchargement à des niveaux de déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  croissants, par pas de 0.025%, jusqu'à 0.1% puis par pas de 0.1% jusqu'à rupture. La rupture finale de l'éprouvette est survenue pour une déformation imposée d'environ 0.35%, l'éprouvette ayant délaminé aux interfaces entre les plis orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$ . Des photos ont été prises à chaque palier de chargement et déchargement et analysées par corrélation d'images en les comparant à l'image initiale non déformée. La résolution de la caméra et les paramètres de corrélation utilisés pour le traitement des images sont récapitulés dans le *tableau 5.2*.

Résolution caméra (pixels)	2048 x 2736
Taille du pixel ( $\mu\text{m}$ )	0.21
Paramètres de corrélation (L,D)	(60,40)

Tableau 5. 2 Paramètres de corrélation pour le traitement des essais sur éprouvettes droites M55J / M18

### 5.2.2 Comparaison avec les résultats obtenus sur le CTS / 920

La figure 5.32 représente les cartographies des champs de déplacement  $u_x$  et de déformation  $\varepsilon_{xz}$  mesurés sur la tranche d'une éprouvette soumise à une déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de 0.1%. Elle montre les deux interfaces  $I_1$  et  $I_2$  situées entre les couches orientées à  $15^\circ$  et  $-15^\circ$ .

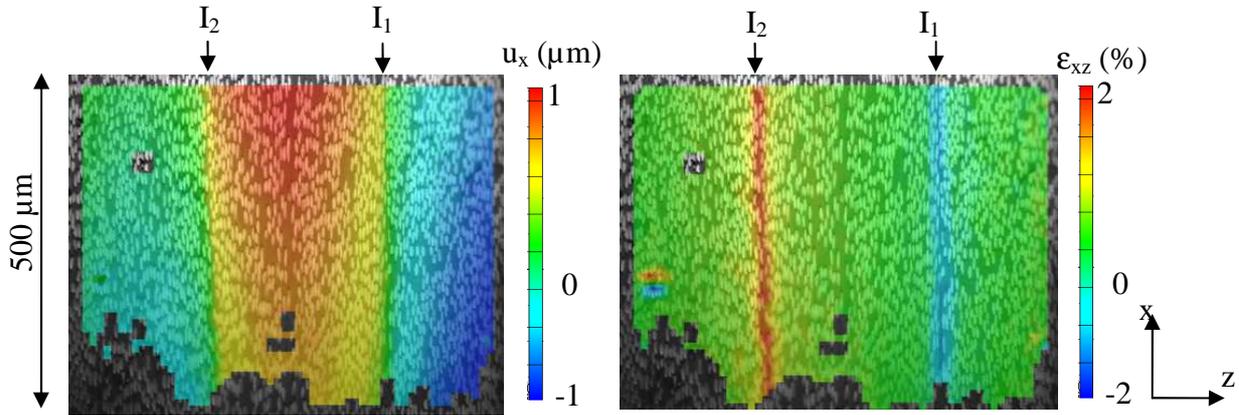


Figure 5. 32 Cartographie du déplacement  $u_x$  et de déformation de cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  mesurés sur la tranche d'une éprouvette M55J / M18 de séquence  $[(15_2/-15_2)_2]_s$  soumise à une déformation macroscopique de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.1 \%$

Les mêmes tendances que sur les autres matériaux ont été observées, avec des gradients de déplacements et des pics de déformations aux interfaces interlaminaires (figure 5.33). Nous nous sommes essentiellement intéressés à la déformation en cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  moyennée selon  $x$ ,  $M\varepsilon_{xz}$ . Celle-ci a été tracée sur la figure 5.34, pour  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  valant 0.05 %, 0.1%, 0.2%.

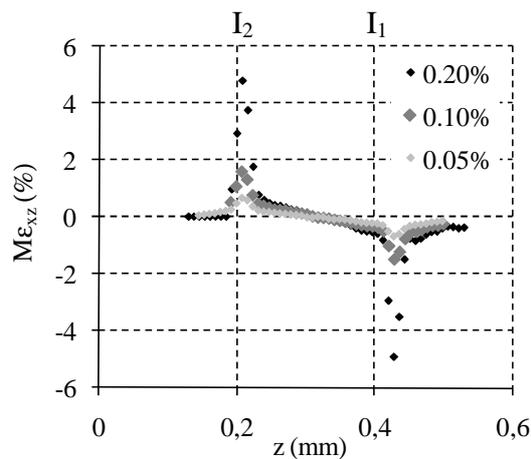


Figure 5. 33 Variation de  $M\varepsilon_{xz}$  en fonction de  $z$  sur la tranche d'une éprouvette M55J / M18 de séquence  $[(15_2/-15_2)_2]_s$  soumise à différents niveaux de déformation :  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.05\%, 0.1 \%, 0.2\%$

D'un point de vue qualitatif, on observe les mêmes tendances que celles obtenues sur le CTS / 920 avec des pics de déformations de cisaillement très nets au voisinage de chaque interface interlaminaire qui augmentent avec  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$ . Afin de comparer ces résultats avec ceux obtenus sur le CTS / 920, les pics de déformation de cisaillement, au voisinage de l'interface  $I_1$  ont été tracés en fonction de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  sur la *figure 5.34*.

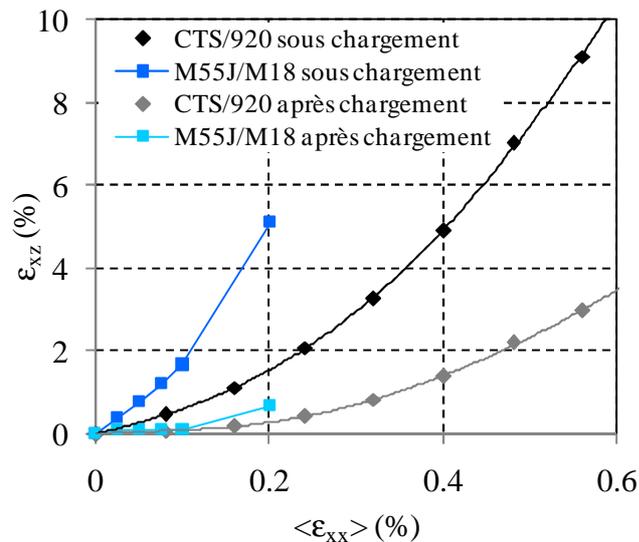


Figure 5. 34 Evolution des pics de cisaillement de  $\varepsilon_{xz}$  sous chargement et après déchargement en fonction de  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  dans les éprouvettes de CTS / 920 et M55J / M18

Cette figure montre, à déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  identique, que l'amplitude des pics de cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  mesurés dans le stratifié à fibres Haut Module M55J / M18 est plus importante que dans le CTS / 920 à fibres Haute Résistance. Pour une déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de 0.2 %, l'amplitude du pic de déformation de cisaillement à l'interface  $I_1$  dans le M55J / M18 est plus de trois fois supérieure à celui mesuré dans le CTS / 920. En effet, il est de l'ordre de 5% alors qu'il n'est que de 1.5 % dans le CTS / 920. De même, après déchargement après avoir imposé une déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de 0.2%, on mesure dans le M55J / M18 une déformation résiduelle de l'ordre de 1 %, alors que celle-ci demeurerait inférieure à 0.3% dans le CTS / 920.

On a donc une concentration de déformations en cisaillement aux interfaces plus importante dans le stratifié à fibres Haut Module que dans le stratifié à fibres Haute Résistance, à déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  identique. Ces valeurs élevées sont la conséquence directe de la différence des propriétés mécaniques entre les plis adjacents. Le stratifié à fibres HM présentant des caractéristiques élastiques supérieures à celles du CTS / 920 (son module

longitudinal est deux fois supérieur à celui des fibres HR), les effets de bords s'en trouvent amplifiés.

### 5.3 Traction sur éprouvettes planes à plis quasi-unidirectionnels en G947 / M18 de séquence [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub>

#### 5.3.1 Comportement macroscopique

Afin de mettre en évidence l'influence de la microstructure sur les concentrations de déformation de cisaillement près des interfaces sur les bords libres, les mêmes essais ont été effectués sur un stratifié comportant des couches en quasi-unidirectionnel. Les éprouvettes de séquence [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> sont constituées de fibres Haute Résistance G947 et de résine époxyde M18 dont les propriétés élastiques ont été données au *chapitre 2*.

La *figure 5.35* représente le comportement macroscopique de l'éprouvette testée en traction jusqu'à rupture, qui peut être comparé sur la figure à celui du CTS / 920.

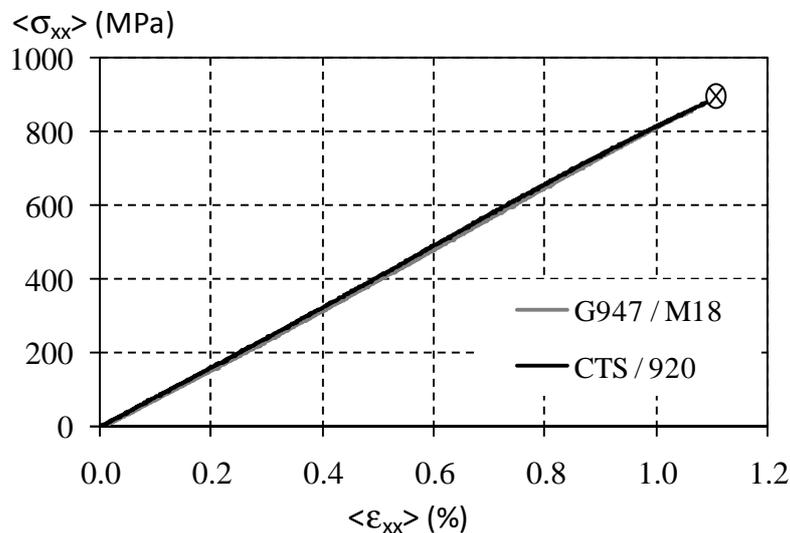


Figure 5. 35 Comportement macroscopique des éprouvettes de séquence [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> de quasi-UD G947 / M18

D'un point de vue macroscopique, même s'ils sont de microstructure différente, les éprouvettes de séquence [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> de CTS / 920 et de G947 / M18 présentent un comportement macroscopique quasiment identique. Les deux stratifiés ont un module

équivalent  $E_x$  de l'ordre de 175 GPa avec une déformation à rupture de 1.1% et leur comportement est linéaire élastique jusqu'à rupture.

Deux types d'essais ont été effectués avec deux grossissements différents. Une première série d'essais a été effectuée en observant une zone « régulière » où les interphases interlaminaires sont fines et en utilisant les mêmes réglages optiques et les mêmes paramètres de corrélation que ceux utilisés pour les essais sur le CTS / 920 donnés dans le *tableau 5.1*. Une deuxième série d'essais a été effectuée en observant à un grossissement légèrement plus important la variation des épaisseurs d'interphase tout au long d'un pli. Les traitements par corrélation d'images ont été effectués pour cette deuxième série d'essais avec les paramètres donnés dans le *tableau 5.3*.

Résolution caméra (pixels)	1024 x 1368
Taille du pixel ( $\mu\text{m}$ )	0.33
Paramètres de corrélation (L,D)	(30,20)

*Tableau 5. 3 Paramètres de corrélation utilisés pour le traitement des essais sur éprouvettes [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> droites en G947 /M18 pour les observations tout au long d'un pli*

### 5.3.2 Observation de zones à interphase fine

Les éprouvettes ont été testées selon le même protocole que précédemment, avec des phases de chargement / déchargement en traction uniaxiale à des niveaux de déformation croissants par pas de 0.08 % jusqu'à  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.4\%$ .

Nous avons vu au *chapitre 2* que les interphases sont constituées d'une alternance de zones riches en matrice et de zones riches en fibres, qui ondulent en suivant les torons de fibres. Dans les zones à torons rapprochés où les interphases ont une épaisseur faible, les concentrations de déformation de cisaillement sur le bord libre de l'éprouvette présentent les mêmes tendances que celles observées précédemment dans les deux autres matériaux avec couches d'unidirectionnel-pur (*figure 5.36*).

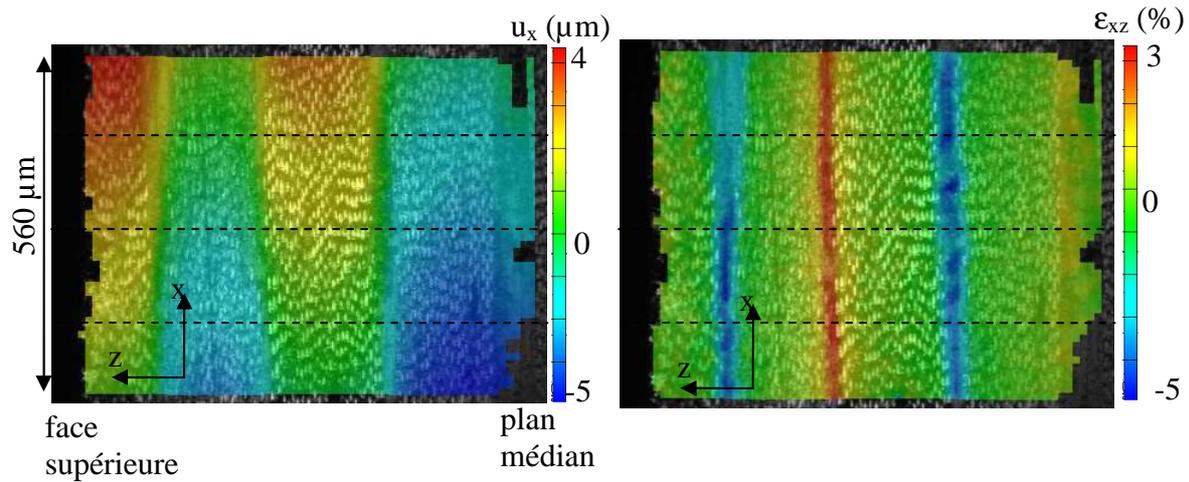


Figure 5. 36 Cartographie des champs de déplacements  $u_x$  et de déformations en cisaillement  $\epsilon_{xz}$  sur la tranche d'une éprouvette G947 / M18 de séquence [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub>, soumise à une déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  de 0.4%

Nous n'avons pas calculé ici, la valeur moyenne de la déformation le long de x car la position des interfaces varie légèrement dans la longueur x. La figure 5.37 représente la variation de  $u_x$  et  $\epsilon_{xz}$  pour les trois lignes horizontales en pointillés tracées sur la figure 5.36 et pour trois niveaux de déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.16\%$ ,  $0.24\%$  et  $0.4\%$ ..

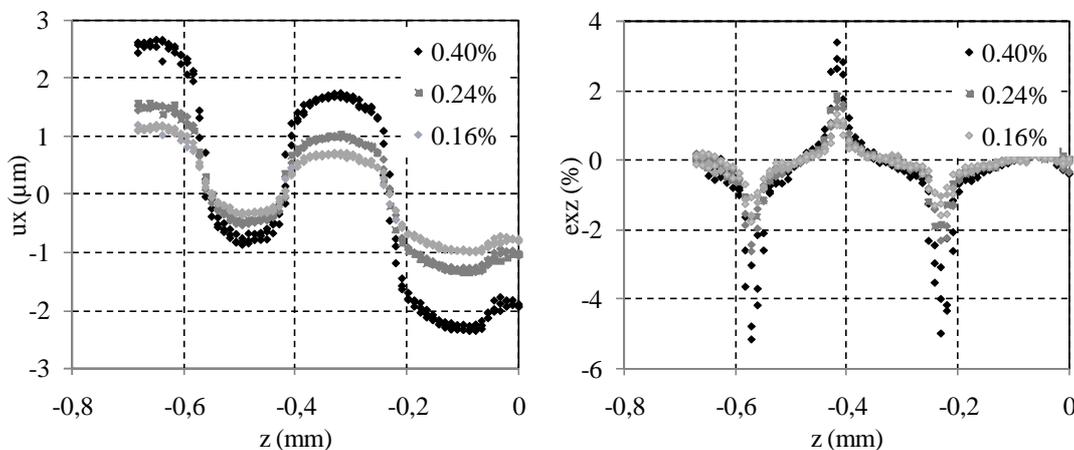


Figure 5. 37 Variation de  $u_x$  (à gauche) et de  $\epsilon_{xz}$  (à droite) en fonction de z pour différents niveaux de déformation dans une éprouvette de G947 / M18 de séquence [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub>, sous  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.16\%$ ,  $0.24\%$  et  $0.4\%$

La figure 5.37 montre comme précédemment des gradients de déplacement importants au voisinage de chaque interface interlaminaire qui sont à l'origine de pics de déformations de cisaillement. Ces gradients s'amplifient lorsque  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  augmente. Les calculs effectués sur ce type de stratifié n'ont pas pu être directement comparés aux résultats expérimentaux. En effet,

on constate sur l'image, que l'épaisseur des plis n'est pas constante. On remarque par exemple que le pli le plus proche du bord libre est beaucoup moins épais que le pli au voisinage du plan médian. Afin de permettre une comparaison, nous avons effectué des calculs complémentaires en maillant la microstructure visible sur l'image, c'est-à-dire avec des interphases de différentes épaisseurs. Pour cela les épaisseurs de chaque pli et de chaque interface ont été mesurées dans l'image et maillées. Les résultats des calculs et leur comparaison avec les champs mesurés sont présentés sur la *figure 5.38*.

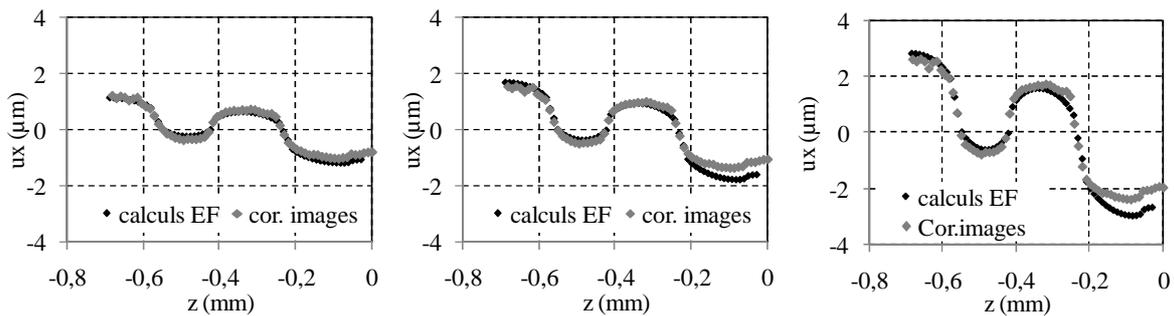


Figure 5. 38 Comparaison des déplacements  $u_x$  avec les calculs éléments finis pour différents niveaux de déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.16\%$ ,  $0.24\%$  et  $0.4\%$

La *figure 5.38* compare les champs de déplacement  $u_x$  mesurés expérimentalement avec ceux calculés numériquement. Elle montre un bon accord entre ces deux résultats pour trois niveaux de déformation imposée. La même comparaison a été effectuée sur les déformations en cisaillement  $\epsilon_{xz}$  sur la *figure 5.39*.

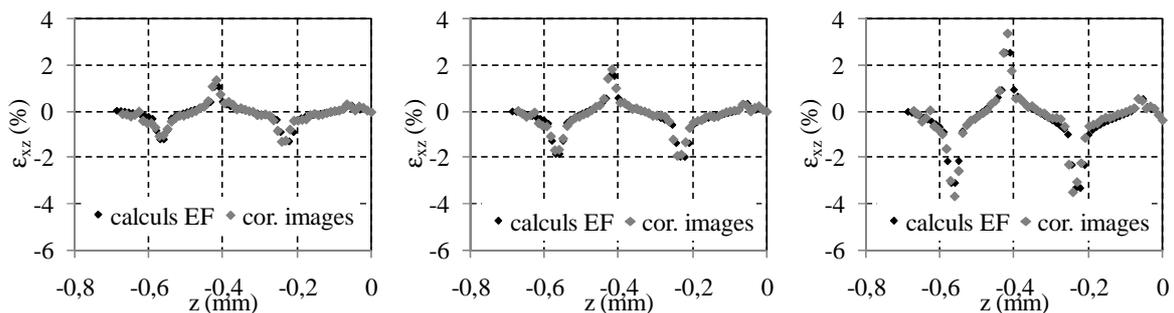


Figure 5. 39 Comparaison des déplacements  $u_x$  avec les calculs éléments finis pour différents niveaux de déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.16\%$ ,  $0.24\%$  et  $0.4\%$

On obtient un bon accord entre les déformations calculées et mesurées par corrélation d'images quel que soit le niveau de  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$ . Les analyses n'ont toutefois pas été effectuées pour

$\langle \epsilon_{xx} \rangle$  supérieur à 0.4%. On peut supposer que pour ces niveaux de déformation inférieurs à 0.4%, le comportement en cisaillement à l'interface reste encore linéaire.

Ces analyses permettent de constater que dans les zones à faible épaisseur d'interphase, les tendances sont les mêmes que celles qui avaient été obtenues sur le stratifié à plis unidirectionnel CTS / 920. Cependant, la microstructure du matériau est différente de celle de l'unidirectionnel pur et varie tout au long du bord libre en fonction de la longueur de l'éprouvette. Nous avons donc effectué des essais complémentaires afin de mettre en évidence comment évoluent ces déformations lorsque l'épaisseur de l'interphase varie.

### 5.3.3 Influence de la microstructure sur l'amplitude des pics de déformation

Nous avons effectué des essais en prenant des photos sur la longueur d'un pli. La *figure 5.40* représente l'image de référence constituée de quatre photos contigües qui permettent d'observer une zone d'environ 1 mm de long sur la tranche de l'éprouvette. On voit très nettement les torons de fibres avec des épaisseurs d'interphase qui varient fortement le long de la longueur  $x$  de l'éprouvette.

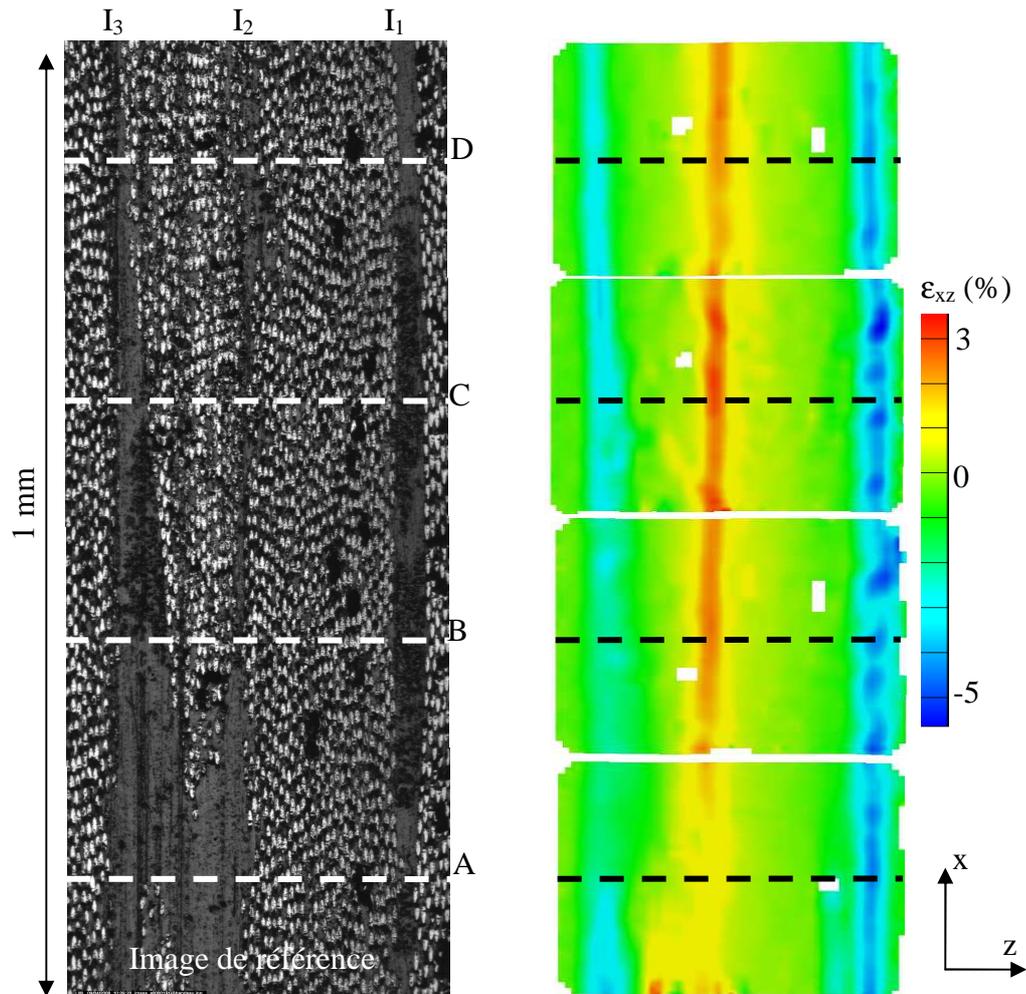


Figure 5. 40 Cartographie des déformations de cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  le long du bord libre sur la tranche d'une éprouvette G947 / M18 de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  soumise à une déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de 0.4%

La *figure 5.40* met en évidence la dépendance de l'intensité de la déformation de cisaillement vis-à-vis de l'épaisseur d'interphase. Cette déformation prend des valeurs importantes lorsque l'interphase est peu épaisse, dans les zones à torons rapprochés. Son amplitude est du même ordre de grandeur que celle qui avait été mesurée sur la tranche du CTS / 920 dont les plis étaient de structure unidirectionnelle pure. Lorsque l'épaisseur de l'interphase augmente, l'amplitude du pic de cisaillement diminue comme on peut le voir tout au long des interfaces  $I_2$  et  $I_3$ .

Sur la *figure 5.41*, les variations du cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  ont été tracées en fonction de l'épaisseur  $z$  pour les facettes appartenant aux lignes A, B, C et D représentées en pointillés sur la *figure 5.40*.

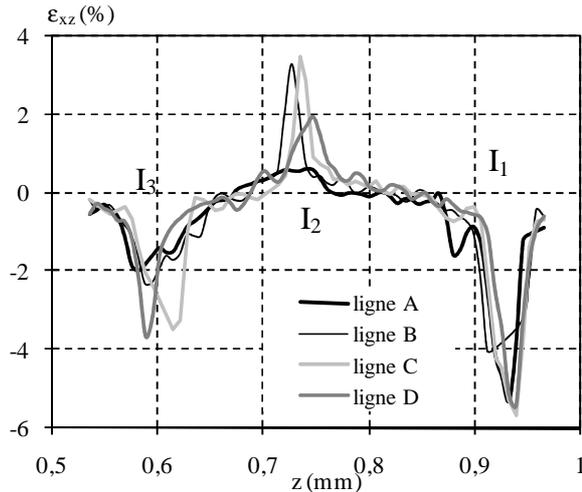


Figure 5. 41 Variations du cisaillement  $\epsilon_{xz}$  sur les lignes A, B, C et D en fonction de l'épaisseur  $z$  dans le quasi-UD G947 / M18 de séquence  $[(15/-15)_2]_s$  soumis à une déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  de 0.4%

Au voisinage de l'interface  $I_3$ , on constate que le pic de cisaillement est de l'ordre de - 4 % sur la ligne D, qui correspond à une interphase d'épaisseur fine. Ce pic diminue progressivement lorsque l'épaisseur de l'interphase augmente (de la ligne D à la ligne A).

Sur l'interface  $I_2$ , le pic de cisaillement est de l'ordre de 3% sur les lignes C et D, où les torons sont rapprochés. Celui-ci disparaît quasiment sur la ligne A où l'épaisseur de résine traverse quasiment toute l'épaisseur du pli de gauche. Afin de tracer la variation de l'amplitude du pic de cisaillement en fonction de l'épaisseur l'interphase, celle-ci a été mesurée le long de  $I_2$ . La figure 5.42 permet de voir l'évolution du pic de cisaillement à l'interface  $I_2$  en fonction de l'épaisseur de l'interphase.

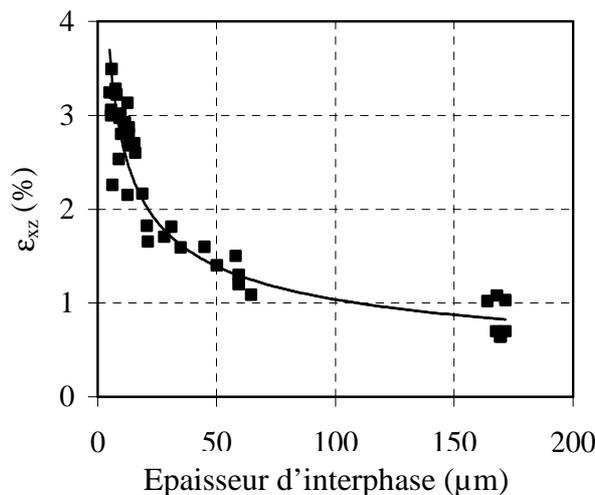


Figure 5. 42 Variations du pic cisaillement  $\epsilon_{xz}$  en fonction de l'épaisseur de l'interphase  $I_2$  dans le quasi-UD G947 / M18 soumis à une déformation  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  de 0.4%

La *figure 5.42* montre clairement l'influence de l'épaisseur de l'interphase sur l'amplitude du pic de cisaillement. Cette amplitude augmente de façon importante lorsque l'épaisseur de l'interphase est fine, elle atteint des valeurs de l'ordre de 3.5 % lorsque l'épaisseur de l'interphase est de l'ordre de 10  $\mu\text{m}$ . Lorsque celle-ci augmente, le pic de cisaillement diminue rapidement et prend des valeurs inférieures à 1.5 % lorsque l'épaisseur est supérieure à 50 $\mu\text{m}$ . Nous avons ainsi mis en évidence l'influence de la microstructure sur les effets de bord.

Contrairement à l'absence de corrélation entre ces deux facteurs dans le cas de l'unidirectionnel CTS/920, on constate ici la tendance opposée, qui semble plus conforme aux prédictions des calculs éléments finis. En observant la *figure 5.43*, on constate que l'épaisseur de l'interphase varie de façon plus importante et à beaucoup plus longue distance que dans le CTS / 920. D'autre part, cette variation est plus régulière en fonction de  $x$ , et l'on pourrait même dire de façon plus ou moins périodique (cf chapitre 2 avec les photos à faible grandissement). C'est pourquoi dans ce matériau, les variations d'épaisseur influencent fortement l'amplitude des concentrations de déformations.

## 5.4 Traction sur éprouvettes stratifiées avec sauts de plis de séquence $[0]_{16}$ et $[(15_2/-15_2)_2]_s$

### 5.4.1 Fabrication des éprouvettes

Comme nous l'avons dit en introduction le saut de plis est, en pratique, une des seules façons de faire varier l'épaisseur des stratifiés dans les structures industrielles. De par sa géométrie, ce saut de plis va se traduire par une variation discontinue de la rigidité et va induire des contraintes locales supplémentaires qui vont venir s'ajouter à celles déjà existantes, induites par les effets de bord. Afin de voir s'il est possible de mesurer les champs de déplacements au voisinage des sauts de plis par corrélation d'images et de voir si les champs de déformations de bord libre (déjà existants) s'en trouvent ou non amplifiés, nous avons réalisé des éprouvettes avec saut de plis en composite unidirectionnel à fibres haut module M55J / M18. Les essais précédents ayant été effectués sur des éprouvettes de

séquence  $[(15_2/-15_2)_2]_s$ , nous avons gardé le même nombre total de plis (soit 16 plis) et arrêté 4 plis sur chaque face, comme le montre la *figure 5.43*.

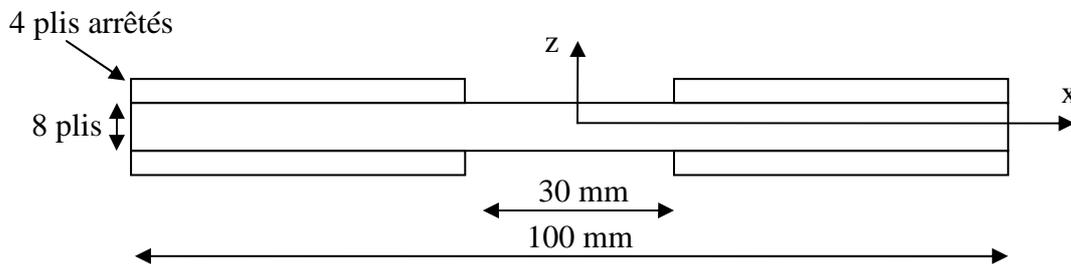


Figure 5. 43 Géométrie des éprouvettes avec sauts de plis

Les autres dimensions de ces éprouvettes sont identiques à celles qui avaient été considérées lors des calculs par éléments finis, avec une longueur de 100 mm, et une largeur de 10 mm. La distance entre les deux sauts de plis est de 30 mm. Afin d'obtenir un saut de pli aussi droit que possible (pour se rapprocher de la géométrie du modèle éléments finis, nous avons placé, lors de la fabrication, dans la zone du saut de pli, 4 plis séparés par un film de téflon qui seront éliminés par la suite comme l'indique la *figure 5.44*.

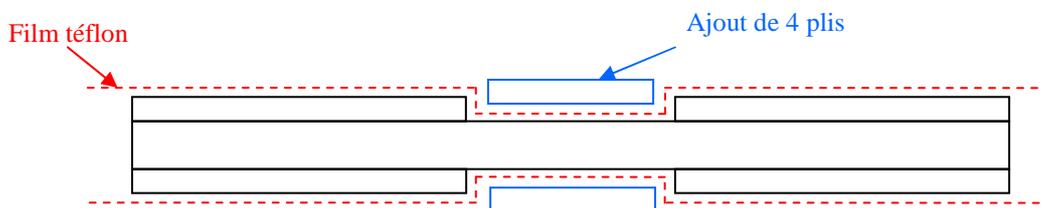


Figure 5. 44 Fabrication des éprouvettes avec saut de pli

Ces éprouvettes ont été fabriquées pour deux séquences d'empilement : des plis uniquement orientés à  $0^\circ$ , puis des plis orientés à  $+15^\circ$  et  $-15^\circ$   $[(15_2/15_2)_2]_s$ . Les premières ont été testées afin de mettre en évidence l'influence du saut de pli uniquement, c'est-à-dire en l'absence d'effets de bord sur les faces latérales (tous les plis étant orientés à  $0^\circ$ ). Dans les secondes le saut de pli apparaît à l'interface deux couches orientées à  $15^\circ$  et  $-15^\circ$  et permettra de mettre en évidence l'influence du saut de pli combiné aux effets de bord.

Selon la même procédure expérimentale que précédemment, les éprouvettes ont été soumises à des phases de chargement / déchargement en traction uniaxiale par pas de 0.05% jusqu'à rupture. Les photos prises à chaque niveau de déformation ont été analysées en utilisant les mêmes réglages optiques et paramètres de corrélation que ceux utilisés pour les

essais sur les éprouvettes droites de ce même matériau (*tableau 5.2*) et ont été corrélées à la photo initiale.

#### 5.4.2 Eprouvettes de séquence $[0]_{16}$ avec sauts de plis

Le comportement macroscopique des éprouvettes de séquence  $[0]_{16}$  avec sauts de plis est montré sur la *figure 5.45* qui représente la variation de la déformation longitudinale macroscopique  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  mesurée par la jauge au centre de l'éprouvette en fonction de la contrainte  $\langle \sigma_{xx} \rangle$  (qui correspond à la force  $F$  divisée par la section initiale de la partie centrale de l'éprouvette, ici environ égale à 10 mm x 0.8 mm).

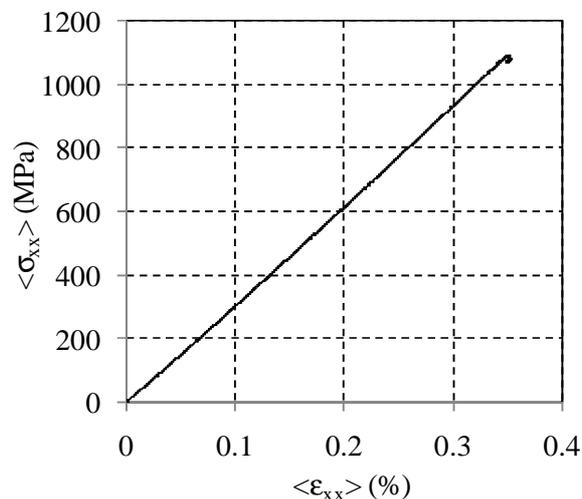


Figure 5.45 Comportement macroscopique des éprouvettes  $[0]_{16}$  avec sauts de plis en M55J / M18 en traction

D'un point de vue macroscopique, le comportement est élastique linéaire jusqu'à rupture, le module  $E_I$  est de 300 GPa avec une déformation à rupture de l'ordre de 0.35%. Les mêmes essais que précédemment ont été effectués sur des éprouvettes avec deux types de polissage, l'une dont la tranche a été polie grossièrement pour traiter les images par corrélation d'images et l'autre dont la tranche a été polie à la pâte diamantée à grains de 3  $\mu\text{m}$  pour observer l'apparition des fissures.

La *figure 5.46* montre une micrographie de la zone du saut plis de l'éprouvette à l'état initial non déformé. Le bord gauche correspond à peu près à la localisation du plan médian tandis que le bord droit montre la zone où les quatre plis s'arrêtent. Même si lors de la fabrication 4 plis complémentaires ont été ajoutés dans la zone du saut de pli pour avoir une

marque bien nette on constate, dans cette zone, la présence de résine dont l'épaisseur varie entre 200 et 400  $\mu\text{m}$ .

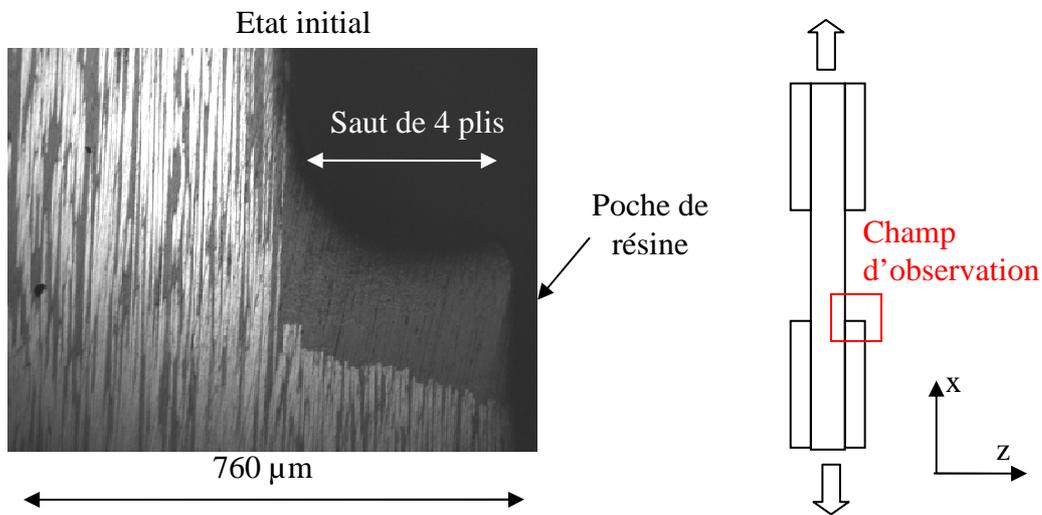


Figure 5. 46 Micrographie de la zone du saut de plis observée avant essai dans une éprouvette de M55J / M18 constituée de plis orientés à  $0^\circ$

La même zone a été observée lors de l'essai de traction et montre l'apparition d'une première fissure à l'extrémité des fibres situées dans la zone du saut de plis pour une déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de l'ordre de 0.25 % (figure 5.47). Après déchargement de l'éprouvette, la fissure ne s'est pas complètement refermée et reste visible comme le montre la figure 5.47.

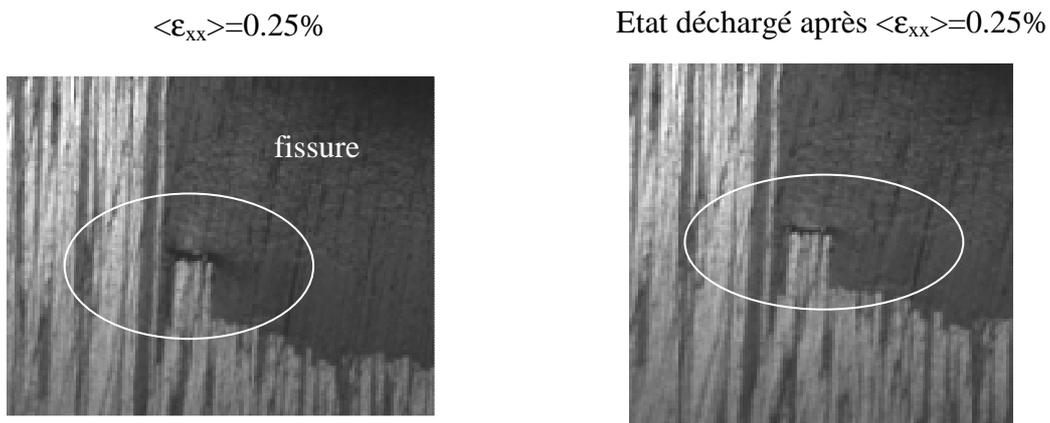


Figure 5. 47 Micrographie de la zone du saut de plis dans une éprouvette de M55J / M18 constituée de plis orientés à  $0^\circ$  sous  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.2\%$  et après déchargement

Sur la figure 5.48, pour une déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de 0.3 %, un délaminage est apparu au voisinage du saut de plis et à 0.35% l'éprouvette est entièrement délaminée (figure 5.48).

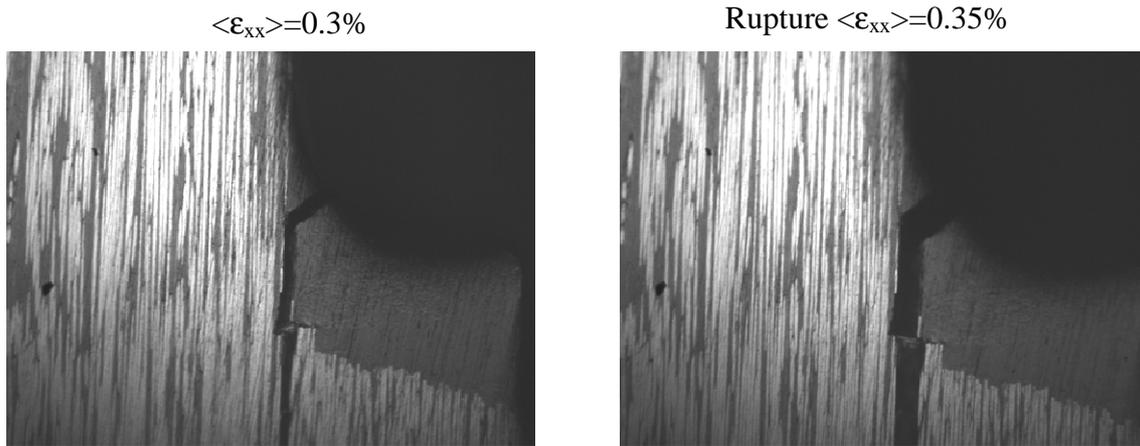


Figure 5. 48 Micrographie de la zone du saut de plis dans une éprouvette de M55J / M18 constituée de plis orientés à  $0^\circ$  sous  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.32\%$  et à rupture à  $\langle \epsilon_{xx} \rangle = 0.35\%$

Les mêmes essais ont été effectués sur des éprouvettes grossièrement polies afin d'effectuer des analyses par corrélation d'images. La figure 5.49 permet de faire la comparaison entre l'histogramme des niveaux de gris dans les éprouvettes à plis orientés à  $\pm 15^\circ$  et à plis orientés à  $0^\circ$ . Ces histogrammes ont été tracés dans des zones à forte densité de fibres afin de mettre en évidence l'influence de l'orientation des fibres sur la répartition des niveaux de gris. On constate que les fibres à  $0^\circ$  n'entraînent pas de variation significative de cette répartition par rapport aux fibres orientés à  $\pm 15^\circ$ . Quelle que soit l'orientation des fibres, la technique de corrélation d'images sera donc en mesure de fournir des résultats.

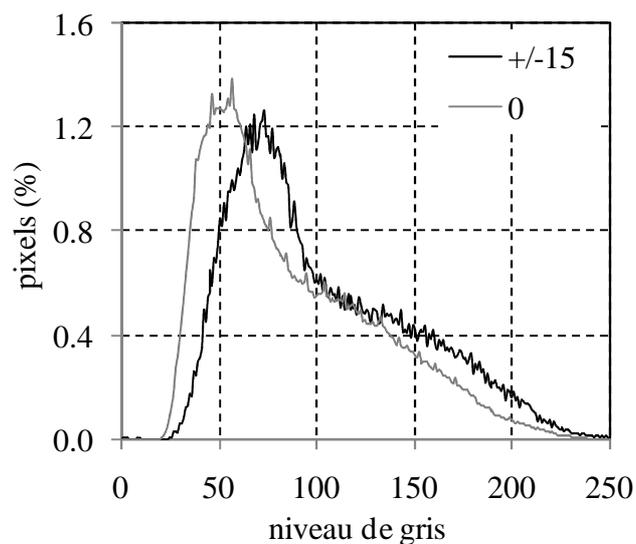
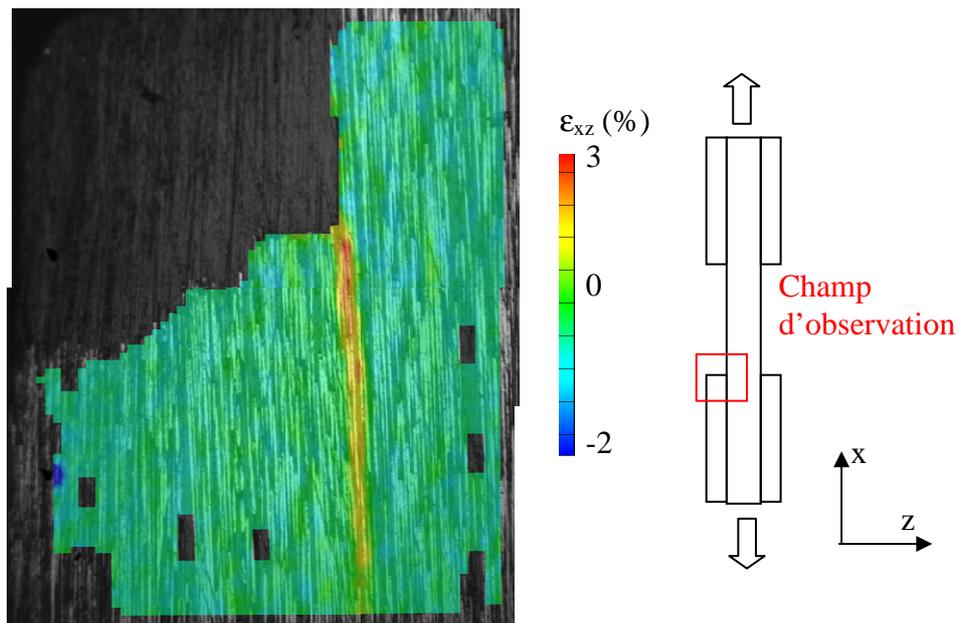


Figure 5. 49 Histogramme des niveaux de gris dans des éprouvettes à fibres orientées à  $0^\circ$  et  $\pm 15^\circ$  polies grossièrement au papier abrasif à grains 2400

La *figure 5.50* représente la cartographie des déformations en cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  mesurées au voisinage du saut de plis pour une déformation  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle$  de 0.15%. On peut remarquer que la corrélation n'a pas donné de résultats dans les zones où il n'y a que de la résine. Même si l'éprouvette a été grossièrement polie au papier abrasif à grains 2400, les niveaux de gris dans cette zone sont trop uniformes pour permettre d'utiliser la corrélation d'images. Néanmoins dans les zones de fibres, la corrélation d'images donne des résultats exploitables.



*Figure 5. 50* Cartographie du cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  sur la tranche d'une éprouvette  $[0]_{16}$  de M55J / M18 avec sauts de plis sous  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.2\%$

La *figure 5.50* met en évidence l'apparition de déformations de cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  au voisinage du saut de plis. Elles prennent, localement, des valeurs de l'ordre de quelques pourcents, au voisinage du saut de plis et diminuent lorsque la distance au saut de plis augmente, c'est d'ailleurs dans cette zone que sont apparues les premières fissures d'amorçage du délaminage (*figure 5.47*). La variation de la déformation de cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  au voisinage du saut de plis a été tracée sur la *figure 5.51* en fonction de la distance au saut de plis le long de l'interface du saut de plis (suivant l'axe x).

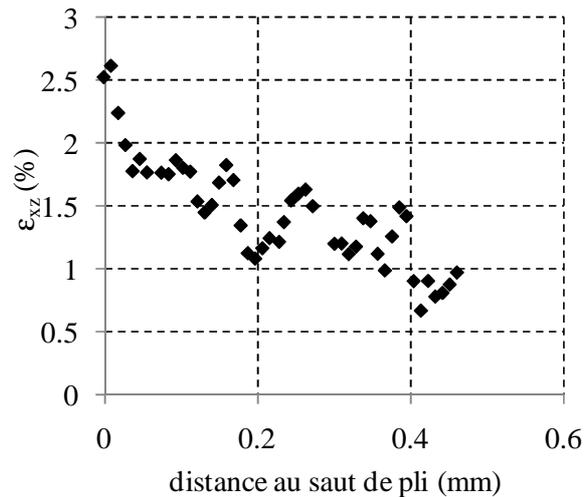


Figure 5. 51 Variation du pic de cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  en fonction de la distance au saut de plis sur la tranche d'une éprouvette  $[0]_{16}$  de M55J / M18 sous  $\langle \varepsilon_{xx} \rangle = 0.2\%$

La variation de  $\varepsilon_{xz}$  en fonction de la distance au saut de plis met bien en évidence l'amplification du pic de  $\varepsilon_{xz}$  dans cette zone. Au niveau du saut de plis,  $\varepsilon_{xz}$  est de l'ordre de 2.5 % et diminue lorsque la distance  $x$  au saut de plis augmente. A une distance de 0.4 mm, le pic retombe à des valeurs inférieures au pourcent, puis doit logiquement tendre vers 0 lorsque  $x$  augmente, car il n'y a pas d'effet de bord lorsque tous les plis sont orientés à  $0^\circ$ . Ces résultats montrent que la corrélation d'images est une technique bien adaptée à la mesure des déformations de cisaillement au voisinage des discontinuités géométriques, et qu'elle pourrait être utilisée dans d'autres domaines tels que la mesure des déformations de cisaillement dans les joints collés par exemple. Dans notre cas, elle est en mesure de donner des informations très utiles pour la prévision du délaminage et des bases de comparaison calcul/expérience.

La même démarche a donc été mise en œuvre pour analyser les champs de déformations lorsque le saut de plis se trouve à une interface entre des plis orientés à  $15^\circ$  et  $-15^\circ$ .

### 5.4.3 Eprouvettes de séquence $[(15_2/-15_2)_2]_s$ avec sauts de plis

Pour ce stratifié, il s'agit maintenant de mettre en évidence ce que devient le champ de déformations précédent en présence d'un saut de pli et d'effets de bord.

Un premier essai en traction a montré que le comportement macroscopique de l'éprouvette est élastique linéaire jusqu'à rupture. L'éprouvette casse pour une déformation, mesurée dans la partie centrale, comprise entre 0.25% et 0.30%.

La *figure 5.52* présente la cartographie de la déformation en cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  dans la zone du saut de plis. Celui-ci, loin d'être marqué par une variation brutale d'épaisseur, présente au contraire une géométrie en « escalier », les quatre plis étant décalés (suivant x) de quelques dizaines de micromètres les uns par rapport aux autres. En effet, la fabrication d'un saut de pli pur n'est pas une chose aisée, étant donné l'épaisseur des plis. L'opération se fait traditionnellement avec un cutter qui, même s'il est très bien affûté, n'exclut pas un léger risque de glissement entre plis au moment de la coupe, comme cela semble avoir été le cas ici. Néanmoins, il suffit qu'un des plis s'arrête brutalement pour retrouver les mêmes phénomènes que précédemment comme nous allons maintenant le voir.

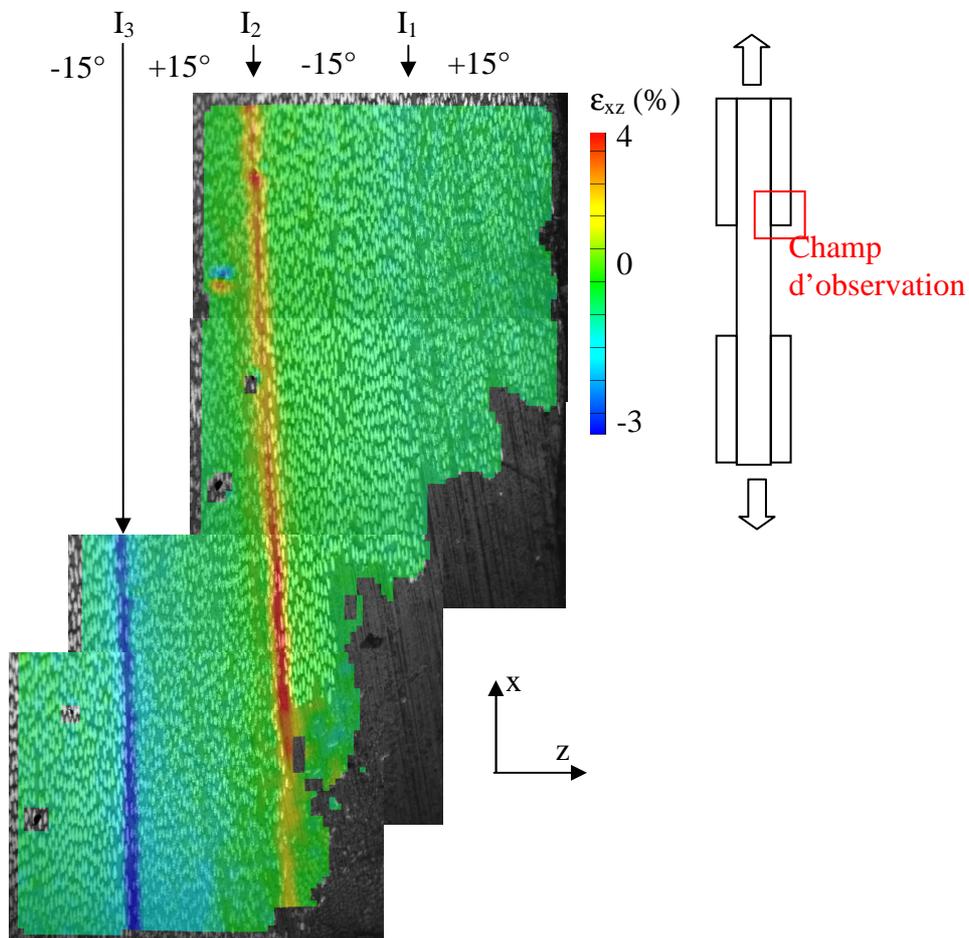


Figure 5. 52 Cartographie du cisaillement  $\varepsilon_{xz}$  sur la tranche d'une éprouvette  $[(15_2/-15_2)_2]_s$  de M55J/M18 avec quatre plis sautés sous  $\langle \varepsilon_{xz} \rangle = 0.2\%$

Aucune déformation de cisaillement n'a été observée dans l'interface  $I_1$ , même si elle se trouve entre deux plis orientés à  $15^\circ$  et  $-15^\circ$ . En effet, dans cette zone, l'éprouvette n'est que peu sollicitée comme l'ont par ailleurs montré les calculs par éléments finis effectués au

chapitre 3 (figure 3.31 à 3.33). En ce qui concerne l'interface  $I_2$ , on observe un pic positif de cisaillement qui s'intensifie au voisinage du saut de plis. La variation de la déformation de cisaillement à l'interface du saut de plis en fonction de la distance au saut de plis est représentée sur la figure 5.50 et permet de comparer les résultats avec ceux obtenus dans les éprouvettes dont tous les plis étaient orientés à  $0^\circ$ .

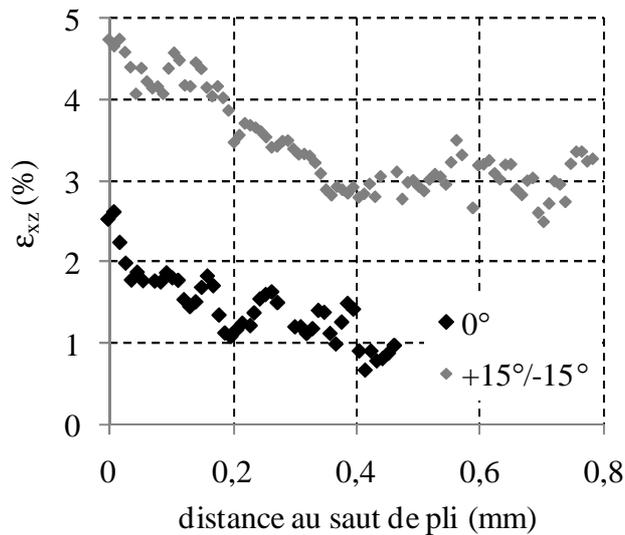


Figure 5. 53 Variation du cisaillement en fonction de la distance au saut de plis pour  $\langle \epsilon_{xz} \rangle = 0.2\%$  dans des éprouvettes de M55J / M18 de séquence  $[0]_{16}$  et  $[(15^\circ/-15^\circ)_2]_s$

Dans le cas du saut de plis à une interface entre couches à  $+15^\circ / -15^\circ$ , la déformation de cisaillement  $\epsilon_{xz}$  au voisinage du saut de pli est de l'ordre de 4.8% et diminue rapidement lorsque la distance  $x$  au saut de pli augmente. A une distance environ de 0.4 mm, le cisaillement se stabilise autour de 3% environ. On peut alors très nettement observer la zone d'influence du saut de plis, qui entraîne une amplification de 60% du pic de cisaillement. Si l'on compare ces résultats avec ceux obtenus précédemment (plis à  $0^\circ$  uniquement), on observe les mêmes tendances, avec un effet d'amplification identique.

## 5.5 Conclusion

Les résultats obtenus sur les éprouvettes de séquence [(15/-15)<sub>2</sub>]<sub>s</sub> de structure unidirectionnelle CTS / 920 ont mis en évidence des gradients de déplacements  $u_x$  importants au voisinage des interfaces interlaminaires orientées à 15° et -15°, qui entraînent des concentrations de déformations de cisaillement  $\epsilon_{xz}$  dans ces zones. Les calculs par éléments finis effectués au *chapitre 3* montrent une bonne correspondance avec les champs de déplacements et de déformations mesurés expérimentalement pour les faibles niveaux de déformation imposée  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$ .

Même si les amplitudes des déformations longitudinales  $\epsilon_{xx}$  et transversales  $\epsilon_{zz}$  sont faibles, les mesures montrent l'existence de gradients au voisinage des interfaces interlaminaires. En ce qui concerne  $\epsilon_{zz}$ , la corrélation d'images met en évidence des pics positifs de déformations alors que les calculs éléments finis prévoyaient l'inverse. Cette différence est significative car dans les calculs, l'interface avait tendance à se « refermer », et donc à retarder l'amorçage du délaminage alors que les mesures expérimentales montrent la tendance opposée.

Les pics de déformations de cisaillement aux interfaces prennent localement des valeurs importantes bien supérieures à celles prises par  $\epsilon_{xx}$  et  $\epsilon_{zz}$ . Même si le comportement macroscopique des éprouvettes est élastique linéaire, à l'échelle des plis, la déformation de cisaillement  $\epsilon_{xz}$  augmente de façon non-linéaire avec la déformation imposée pour atteindre des valeurs supérieures à 10%. Après déchargement de l'éprouvette, il demeure une déformation de cisaillement résiduelle non négligeable, qui traduit un phénomène d'endommagement local. Les mêmes essais, effectués sur des éprouvettes dont la tranche a été polie plus finement ont permis d'observer un endommagement au niveau des interfaces. Des fissures apparaissent aux interfaces fibres / matrice, elles se propagent et se rejoignent pour entraîner la rupture finale du stratifié par délaminage. Même si le comportement macroscopique reste élastique linéaire, l'éprouvette est pourtant fissurée tout au long de l'interface au voisinage du bord libre. Cependant le comportement macroscopique linéaire semble suggérer que cet endommagement reste confiné au voisinage immédiat du bord libre.

Ces résultats ont été comparés à ceux obtenus sur des éprouvettes en composite à fibres haut module M55J et résine époxyde M18 qui présentent, à déformation macroscopique imposée identique, des déformations de cisaillement plus importantes.

Aucune corrélation n'a pu être établie entre l'épaisseur de l'interphase et la valeur du pic de cisaillement pour les stratifiés en composites unidirectionnels purs (CTS / 920 et M55J/M18). En revanche, les résultats obtenus sur le composite de structure quasi-unidirectionnelle G947 / M18, dont la microstructure est « irrégulière », montrent des variations importantes du pic de cisaillement le long de l'interface sur le bord libre. Le pic diminue lorsque l'épaisseur de l'interphase augmente et disparaît localement dans les zones où la matrice traverse tout le pli. Ces résultats montrent donc que la microstructure joue un rôle majeur sur la distribution spatiale des effets de bord.

Enfin, des mesures sur les tranches d'éprouvettes avec sauts de plis ont été effectuées. Elles montrent l'apparition d'une déformation de cisaillement au voisinage du saut de plis sur la tranche d'éprouvettes constituées uniquement de plis orientés à  $0^\circ$ . Lorsque les stratifiés sont composés de plis à  $\pm 15^\circ$  les mesures montrent une amplification du cisaillement à l'approche des sauts de plis, où l'amorçage du délaminage apparaît.

## CONCLUSION GENERALE

Les objectifs de ce travail étaient d'étudier expérimentalement les effets de bord dans les composites stratifiés afin de mieux comprendre leur rôle sur le délaminage. Il s'agissait de mesurer les champs cinématiques sur les bords libres d'éprouvettes sollicitées en traction et de mettre en évidence l'influence des propriétés mécaniques, de la microstructure et d'une discontinuité géométrique sur les effets de bord.

Après avoir rappelé brièvement la théorie classique des stratifiés et la problématique du bord libre, une synthèse bibliographique a permis d'identifier les principaux facteurs susceptibles d'influencer le délaminage et les effets de bord, tels que l'épaisseur des plis, la séquence d'empilement, les gradients de propriétés mécaniques entre plis ou encore la géométrie du bord libre.

Trois composites carbone / époxyde, de propriétés mécaniques et de microstructures différentes ont été étudiés. Deux matériaux de structure unidirectionnelle à fibres Haute Résistance (CTS / 920) et Haut Module (M55J / M18) ont été étudiés pour mettre en évidence l'influence des propriétés mécaniques sur les effets de bord. Un troisième matériau de structure quasi-unidirectionnelle (G947 / M18) a quant à lui été étudié pour mettre en évidence l'influence de la géométrie de la microstructure.

Des calculs par éléments finis élastiques linéaires avec des maillages raffinés au voisinage des bords libres ont montré que des gradients de déplacements et des concentrations de déformations apparaissent au voisinage des interfaces interlaminaires sur les bords libres d'éprouvettes de séquence  $[(\theta/-\theta)_2]_s$  sollicitées en traction uniaxiale. Ils ont permis de sélectionner la séquence  $[(15/-15)_2]_s$  pour laquelle les gradients de déplacements sont les plus importants et donc les plus faciles à mesurer lors des essais.

La technique de corrélation d'images a été choisie pour mesurer, à l'échelle mésoscopique (échelle des plis), les champs de déplacements et de déformations sur la tranche des éprouvettes sollicitées en traction uniaxiale à des niveaux de déformation croissants. Celle-ci a été grossièrement polie, pour permettre de distinguer la microstructure, tout en ayant une distribution de niveaux de gris suffisamment uniforme pour utiliser la

technique de corrélation d'images. Une démarche statistique a été mise en œuvre pour optimiser les paramètres de corrélation afin d'obtenir un bon compromis entre incertitudes de mesure et résolution spatiale.

Les mesures montrent effectivement qu'il existe des gradients de déplacements et des concentrations de déformations de cisaillement au voisinage des interfaces. Celles qui ont été effectuées sur le composite à fibres de carbone haut module (M55J / M18) ont permis de montrer que, à déformation macroscopique identique imposée, le pic de déformation de cisaillement à l'interface est plus important que dans le composite à fibres de carbone haute résistance (CTS / 920) conséquence directe de la différence entre les modules d'élasticité.

Les champs de déplacements et de déformations calculés par éléments finis sont similaires à ceux mesurés par corrélation d'images pour les faibles niveaux de déformation imposée. Cependant, lorsque la déformation imposée devient plus importante, l'écart entre les champs mesurés et calculés augmente, principalement en raison du comportement non-linéaire en cisaillement et des hypothèses de linéarité adoptées pour les modélisations.

Après déchargement des éprouvettes, une déformation résiduelle subsiste et reste localisée au voisinage des interfaces interlaminaires. Les observations au Microscope Electronique à Balayage et au profilomètre laser montrent l'apparition de fissures aux interfaces fibres / matrice tout au long des interfaces, ce qui entraîne un endommagement de l'interface, cause probable des déformations résiduelles mesurées après déchargement.

Un des intérêts de l'utilisation de la technique de corrélation d'images réside dans le fait qu'elle permettait de garder la microstructure visible tout au long des essais, ce qui a permis d'étudier l'influence de l'épaisseur de l'interphase sur l'amplitude du pic de cisaillement aux interfaces interlaminaires. Dans le cas du CTS / 920, cette épaisseur varie peu et aucune influence significative n'a pu être mise en évidence. En revanche, dans le quasi-unidirectionnel (G947 / M18), l'épaisseur de l'interphase varie beaucoup plus régulièrement et sur des distances plus importantes. Dans les zones à interphases de faible épaisseur, on retrouve les mêmes tendances que celles qui ont été constatées dans les matériaux unidirectionnels (CTS / 920 et M55J / M18). Lorsque l'épaisseur de l'interphase augmente, le pic de cisaillement est par contre fortement atténué et la corrélation entre l'épaisseur de l'interface et le pic de cisaillement a pu être établie.

Les essais effectués sur des éprouvettes avec sauts de plis ont permis de mettre en évidence l'influence d'une discontinuité géométrique avec une amplification des pics de déformation de cisaillement au voisinage des sauts de plis.

L'ensemble des résultats a donc permis de mettre en évidence :

- l'existence de concentrations de déformations de cisaillement aux interfaces interlaminaires,
- l'évolution non linéaire de cette déformation de cisaillement aux interfaces en fonction de la déformation macroscopique imposée en traction uniaxiale,
- l'apparition de micro-fissures, induites par ces concentrations de déformations de cisaillement, qui se propagent et sont à l'origine du délaminage des composites stratifiés.

Par ailleurs, nous avons pu établir que l'intensité de ces concentrations de déformations de cisaillement dépend :

- des gradients de propriétés mécaniques entre les couches,
- de l'épaisseur des interphases entre les couches,
- et de la présence d'une discontinuité géométrique.

Afin d'enrichir ce travail, trois axes pourraient faire l'objet de travaux complémentaires.

Du point de vue des matériaux, il serait intéressant de poursuivre ces analyses par mesures de champs à des grossissements plus importants, permettant d'observer une seule interface et obtenir de meilleures résolutions au voisinage des fibres. Ces analyses couplées à des observations au MEB permettraient alors de mieux détecter les apparitions de fissures et de mieux appréhender les mécanismes locaux à l'origine du délaminage.

Du point de vue de la modélisation, il serait intéressant d'introduire une loi de comportement non-linéaire à l'interphase comme cela a été mis en évidence expérimentalement, ainsi que la variation progressive des propriétés mécaniques d'une couche à l'autre, pour modéliser de façon plus réaliste le comportement des stratifiés au voisinage des bords libres.

Enfin, du point de vue de la conception et du calcul des structures, les techniques de simulations utilisées au cours de ce travail sont trop coûteuses en temps de calcul pour être utilisées sur des structures industrielles. Afin de pallier cet inconvénient, un ensemble de formulations par éléments finis spécifiques, principalement basées sur des approches asymptotiques ont été proposées dans la littérature, comme par exemple celle développée au Laboratoire de Mécanique de Lille [Mag08]. Cependant, pour être opérationnelles ces approches devraient être complétées au regard des résultats expérimentaux obtenus, puis

validées par des campagnes de mesures complémentaires avec les techniques mises en œuvre dans cette étude.

## REFERENCES BIBLIOGRAPHIQUES

- [AFN] AFNOR, norme NFX06050. Etude de la normalité d'une distribution. 1995
- [ASTM] ASTM E 2208. Standard guide for evaluating non-contacting optical strain measurement systems. 2002
- [Avr04] S. Avril, E. Ferrier, A. Vautrin, P. Hamelin, Y. Surrel, A full field optical method for the experimental analysis of reinforced concrete beams repaired with. *Composites : Part A*, 35, 873-884, 2004
- [Aramis] Manuel d'utilisation du logiciel Aramis, version 6, Gom, 2002
- [Bre88] J.C. Brewer, P.A. Lagace. Quadratic stress criterion for initiation of delamination. *Journal of Composite Materials*, 1141-1155, 22, 1988
- [Bri02] J. Brillaud, F. Lagattu. Limits and possibilities of laser speckle and white light image correlation method : theory and experiments. *Applied Optics*, 41, 6603-6613, 2002
- [Bru07] L. Bruno, A. Poggialani. Back to the future : from Speckle to Holography. *Optics and Lasers in Engineering*, 538-549, 3, 2007
- [Cro80] F.W. Crossman, A.S.D. Wang, The dependence of transverse cracking and delamination on ply thickness in graphite/epoxy laminates. *Damage in Composite Materials*, K.L. Reifsnider editor, 118-139, 1980
- [Cza83] R. Czarnek, D. Post, C.T. Herakovich. Edge effect in laminated composites. *Experimental techniques*, 18-21, 7, 1983
- [Dan74] I. Daniel, R. Rowland, J. Whiteside. Effects of material and stacking sequence on behaviour of composite plates with holes. *Experimental Mechanics*, 1-9, 14, 1974

[Dav96] G. Davi. Stress fields in general composite laminates. *AIAA Journal*, 34, 2604-2608, 1996

[Des88] P. Destuynder, E. Bonnet, E. Michelin, B. Templier. Calcul des singularités de contraintes dans les effets de bord des matériaux composites multicouches. *La recherche aérospatiale*, 1, 47-66, 1988

[Dia06] A. Diaz Diaz, J.F. Caron. Interface plasticity and delamination onset prediction. *Mechanics of Materials*, 6648-6663, 38, 2006

[Don62] S. Dong, K. Pister, R. Taylor. On the Theory of Laminated Anisotropic Shell and Plates. *Journal of Aeronautical Science*, 969-975, 29, 1962

[Duf01] L. Dufort, M. Grédic, Y. Surrel. Experimental evidence of the cross-section warping in short composite beams under three point bending, *Composites structures*, 51, 37-47, 2001

[El B08] A. El Bartali, V. Aubin, S. Degallaix. Fatigue damage analysis in a duplex stainless steel by digital image correlation technique. *Fatigue and fracture of Engineering materials and structures*, 31, 137-151, 2008.

[Eng81] A boundary layer approach to the calculation of transverse stresses along free edges of a symmetric laminated plate of arbitrary width under in plane loading, *Composite Structures*, 247-261, 198, 1981

[Fol92] E.S. Folias. Boundary Layer effects of interlaminar stresses adjacent to a hole in a laminated composite plate. *International Journal of Solids Structures*, 171-186, 29, 1992

[Gab48] D. Gabor. A new microscopic principle. *Nature*, 161, 777-778, 1948

[Gre04] M. Grediac. The use of full-field measurement methods in composite material characterization: interest and limitations. *Composites: Part A*, 751-761, 35, 2004

[Har78] A. Harris, O. Orringer. Investigation of angle ply delamination for interlaminar strength test. *Journal of Composite Materials*, 285-299, 12, 1978

[Her81] C.T. Herakovich. On the relationship between engineering properties and delamination. *Journal of Composite Materials*, 339-348, 15, 1981

[Her85] C.T. Herakovich, D. Post, M.B. Buczek, R. Czarnek, Free edge strain concentrations in real composite laminates: experimental-theoretical correlation, *Journal of Applied Mechanics*, 787-793, 52, 1985

[Her89a] C.T. Herakovich. Edge effects and delamination failures. *Journal of strain analysis*, 248-252, 24, 1989

[Her89b] C.T. Herakovich. Failures modes and damage accumulation in laminated composite with free edges. *Composite Science and Technology*, 105-119, 36, 1989

[Hil06] F. Hild, S. Roux. Measuring stress intensity factors with a camera: Integrated digital image correlation (I-DIC). *C.R Mecanique*, 334, 8-12, 2006

[Isa71] G. Isakson, A. Levy. Finite-element analysis of interlaminar shear in fibrous composites. *Journal of Composite Materials*, 5, 273-276, 1971

[Jon83] R. Jones, C. Wykes. Holographic and speckle interferometry. *Cambridge University Press*, 1983.

[Kim94] R.Y. Kim, S.R. Soni. Experimental and analytical studies on the onset of delamination in laminated composites. *Journal of Composite Materials*, 70-80, 18, 1984

[Lag04] F. Lagattu, J. Brillaud, M.C. Lafarie-frenot, High strain gradient measurements by using digital image correlation technique, *Materials characterization*, 53, 17-28, 2004

[Lag05] F. Lagattu, M.C. Lafarie-Frenot, T.Q. Lam, J. Brillaud. Experimental characterisation of overstress accommodation in notched CFRP composite laminates. *Composite Structures*, 347-357, 67, 2005

[Lam98] T. Lamarque. Caractérisation du délaminage par interférométrie de Speckle à cisaillement avec sollicitation thermique ou mécanique. Thèse de doctorat de l'Université Paris 6, 1998.

[Leg87] D. Leguillon, E. Sanchez-Palencia. Effets de bords et singularités dans les matériaux composites, *Annales des Composites*, 1-20, 1, 1987

[Lev98] D. Lévêque. Analyse de la tenue au délaminage des composites stratifiés: identification d'un modèle d'interface interlaminaire, thèse de doctorat de l'Ecole Normale Supérieure de Cachan, 1998

[Lev05] D. Lévêque, C. Huchette, P. Paulmier, F. Laurin, J.F. Maire Mesures de champs et capitalisation d'expérience: application à l'analyse de la rupture de plaques composites trouées. *14<sup>èmes</sup> journées Nationales sur les composites*. Compiègne, 22-24 mars 2005

[Lor03] T. Lorriot, G. Marion, R. Harry, H. Wagnier. Onset of free edge delamination in composite laminates under tensile loading. *Composites: Part B*, 459-471, 34, 2003

[Mag08] V. Magnier, Modélisation tridimensionnelle par éléments finis enrichis pour le calcul de singularités de délaminage et à la jonction de matériaux anisotropes. Thèse de doctorat de l'Université des Sciences et Technologies de Lille, 2008.

[Mar03] A. Martinez, R. Rodriguez-Vera, J.A. Rayas, H.J. Puga. Fracture detection by grating moiré and in-plane ESPI techniques, *Optics and Lasers in Engineering*, 39, 525-536, 2003.

[Mit06] C. Mittelstedt, W. Becker. Efficient computation of order and mode of three-dimensional stress singularities in linear elasticity by the boundary finite element method. *International Journal of Solids and Structures*, 43, 2868-2903, 2006

[Ngu06] D. Nguyen Tien. Modélisation du délaminage des composites sous chargement complexe par élément métré. Thèse de doctorat de l'Université de Liège, 2006

[Mol00] D. Mollenhauer, K. Reifsnider. Measurements of interlaminar deformation along the cylindrical surface of a hole in laminated composite material by Moiré interferometry. *Composite Science and Technology*, 2375-2388, 60, 2000

[Nos07] A. Nosier, A. Bahrami. Interlaminar stresses in antisymmetric angle-ply laminates, *Composite structures*, 78, 18-33, 2007

[Obr80] T.K. O'Brien. Characterization of delamination onset and growth in a composite laminate. *Damage in Composite Materials*, K.L. Reifsnider editor, 140-167, 1980

[Pag71] N.J. Pagano. The influence of stacking sequence on laminate strength. *Journal of Composite Materials*, 50-57, 5, 1971

[Pag74] N.J. Pagano. On the calculation of interlaminar normal stress in composite laminate, *Journal of Composite Materials*, 65-81, 8, 1971

[Pag78] N.J. Pagano. Free edge stress fields in composite laminates. *International Journal of Solids and Structures*, 401-406, 14, 1978

[Pag94] S. Pageau, P. Joseph, J.S. Biggers. The order of stress singularities for bonded and disbanded three-material junctions. *Journal of Applied Mechanics*, 31, 2979-2997, 1994.

[Pie98] F. Pierron, F. Alloba, Y. Surrel, A. Vautrin. Whole-field assessment of the effects of boundary conditions on the strain field in off-axis tensile testing of unidirectional composites. *Composites Science and Technology*, 58, 1939-1947, 1998

[Pip70] R.B. Pipes, N.J. Pagano. Interlaminar stresses in composite laminates under uniform axial extension. *Journal of Composite Materials*, 538-548, 4, 1970

[Pip71] R.B. Pipes, I.M. Daniel, Moiré Analysis of the interlaminar shear edge effect in laminated composites. *Journal of Composite Materials*, 255-259, 5, 1971

[Pos94] D. Post, D. Han, P. Ifju. High sensitivity moiré. Springer-verlag. 1994

[Pru05] M/ Prukvilailert, H. Koguchi. Stress singularity analysis around the singular point on the stress singularity line in three-dimensional joints. *International Journal of Solids and Structures*, 42, 3059-3074, 2005

[Puy05] M. Puyo-Pain, F. Hild, J. Lamon. Méthode de mesure de champs et d'identification des propriétés élastiques par corrélation d'image numérique. Application à l'étude d'un joint de brasure céramique. *RCMA*, 15, 19-31, 2005

[Red04] J.N. Reddy, *Mechanics of laminated composite plates and shell*, 2<sup>nd</sup> edition, CRC Press, 2004

[Ren86] J.P. Renault, D. Valentin, J. Whiteside. Etude du comportement en traction et en compression de composites carbone-résine troués. *Comptes Rendus des 6emes Journées Nationales sur les Composites*, Paris, 1986.

[Ros72] B.W. Rosen, A simple procedure for experimental determination of the longitudinal shear modulus of unidirectional composite. *Journal of Composite Materials*, 552-554, 6, 1972

[Ryb71] E. Rybicki. Approximate three-dimensional solutions for symmetric laminates under inplane loading. *Journal of Composite Materials*, 5, 354-360, 1971.

[Sch94] J.C. Schellenkens, R. de Borst. Free edge delamination in carbon-epoxy laminates: a novel numerical/experimental approach. *Composite Structures*, 357-373, 28, 1994

[Soh09] L. Sohier, J.Y. Cognard, P. Davies. Définition d'un essai pour analyser le comportement hors plan des assemblages composites. *Comptes Rendus des 16emes Journées Nationales sur les Composites*, Toulouse, 2009

[Son86] S.R. Soni, R.Y. Kim. Delamination of composite laminates stimulated by interlaminar shear. *Composite Materials: Testing and design (seventh conference)*, ASTM STP 893, 286-307, 1986

[Smi82] P. Smigielski, H. Fagot. Application de l'holographie à la détection de défauts dans les structures. *Revue Française de Mécanique*, 83, 57-67, 1982.

- [Smi01a] P. Smigielski, Holographie optique, interferométrie holographique. *Techniques de l'ingénieur*, R6 330, 2001
- [Smi01b] P. Smigielski, Interferométrie de Speckle, *Techniques de l'ingénieur*, R6 331, 2001
- [Sur01] Y. Surrel. Methodes optiques pour la mesure de champs cinématiques: résolution et résolution spatiale. XVeme Congrès Français de Mécanique, Nancy, 3-7 sept 2001
- [Tan99] G.P. Tandon, R.Y. Kim, S.G. Warrier, B.S. Manjundar. Influence of free edge and corner singularities on interfacial normal strength: application in model unidirectional composites. *Composites: Part B*, 115-134, 30, 1999
- [Tou05] L. Toubal, M. Kamara, B. Lorrain, Stress concentration in a circular hole in composite plate. *Composite Structures*, 31-36, 68, 2005
- [Tou96] F. Touchard, M.C. Lafarie-Frenot, D. Guedra-Degeorges, Mechanical behaviour characteristics of a thermoplastic composite used in structural components. *Composite Science and Technology*, 785-791, 56, 1996
- [Tri09] K. Triconnet, F. Hild, D. Baptiste. Parameter choice for optimized Digital Image Correlation. *Optics and lasers in Engineering*, 47, 728-737, 2009
- [Tsa80] S.W. Tsai, H.T. Hahn. Introduction to composite materials. *Technomic Publishing Company Inc.* 1980
- [Wan78] A.S.D. Wang, F.W. Crossman. Some new results on edge effect in symmetric composite laminates, *Journal of Composite Materials*, 92-106, 11, 1978
- [Wan80] A.S.D Wang. Growth mechanism of transverse cracks and ply delamination in composite laminates. *Third International Conference on Composite Materials (ICCM3) Proceeding*, 170-185, 1980

[Wan82] Boundary layer effect in composite laminates, part I: Free edge stresses singularities; Part II : Free edge stress solutions and characteristics, *Journal of Applied Mechanics*, 541-550, 49, 1982.

[Xin99] Y.M. Xing, H. Yun, F.L. Dai. An experimental study of failure mechanisms in laminates with dropped plies. *Composite Science and Technology*, 59, 1527 -1531, 1999

[Xu05] L.R. Xu, H. Kuai, S. Sengupta. Free-edge stress singularities and edge modifications for fiber Pushout experiments. *Journal of Composite Materials*, 1103-1124, 39, 2005

[Zen03] H. Zende, Q. Yuwen. The study of fractal correlation in the displacement measurement and its application, *Optics and laser in engieneering*, 39, 465-472, 2003



## **Utilisation de la technique de corrélation d'images pour l'étude des effets de bord dans les composites stratifiés**

La conception et le dimensionnement des structures stratifiées sont aujourd'hui globalement maîtrisées grâce à la théorie classique des stratifiés. Cependant, les problèmes de délaminage près des bords libres et des jonctions posent encore de nombreuses difficultés. En effet, dans ces zones, la discontinuité des propriétés mécaniques entre les plis d'orientation différente engendre des contraintes tridimensionnelles aux interfaces interlaminaires. L'objectif de ce travail est d'étudier expérimentalement les effets de bords et de mettre en évidence les paramètres susceptibles de les influencer. Pour cela la démarche a consisté à définir un protocole de mesure par corrélation d'images des champs cinématiques, à l'échelle des plis (échelle mésoscopique), sur le bord libre d'éprouvettes stratifiées sollicitées en traction.

Trois matériaux de propriétés mécaniques et de microstructures différentes ont été étudiés ainsi que deux géométries d'éprouvettes : planes et avec sauts de plis. Des calculs par éléments finis ont permis de définir la séquence d'empilement  $[(15/-15)_2]_s$  induisant les effets de bord les plus importants, et donc susceptibles d'être facilement mesurables. Cette étude a permis de montrer l'existence de gradients de déplacement et de pics de déformation de cisaillement au voisinage des interfaces interlaminaires dont l'intensité dépend des gradients de propriétés mécaniques, de l'épaisseur de l'interface interlaminaire, et de la présence d'une discontinuité géométrique. D'autre part, les observations montrent l'apparition de fissures aux interfaces fibre/matrice à l'échelle microscopique le long des interfaces interlaminaires qui se traduisent, à l'échelle mésoscopique, par un comportement non-linéaire en cisaillement.

*MOTS CLES : Matériaux composites, délaminage, effets de bord, mesure de champs, corrélation d'images*

## **Free edge effects study in laminated composites using Digital Image Correlation technique**

The use of composite materials has become more and more widespread in many industrial applications. Thanks to Classical Laminates Theory, design of composite structures is today globally well mastered. However, local effects, such as delamination near free edges or junctions, remain a problem. Indeed, mismatches between elastic properties of adjacent plies induce strong three-dimensional interlaminar stresses in the vicinity of free edges and interlaminar interfaces. The aim of this work is to study experimentally these edge effects and to highlight the parameters which could influence them. The approach had consisted in measuring the displacement and strain fields by Digital Image Correlation at ply scale (*i.e.* mesoscopic) on free edges of laminated samples under tensile loading.

Three different materials, with different mechanical properties and microstructures have been studied as well as two sample geometries: plane samples with and without ply drops. Finite element calculations allowed choosing the stacking sequence  $[(15/-15)_2]_s$  to manufacture the samples for experimental tests, in which the edge effects are the most important and measurable. The results highlight the presence of displacements gradients and shear strain concentrations near free edges at interlaminar interfaces, which depend on the inter-ply gradient of mechanical properties, the interface width, and the presence of geometrical discontinuity. Moreover, observations at the microscopic scale show the presence of cracks at fibre/matrix interfaces which induces a non-linear shear behaviour at mesoscopic scale.

*KEY WORDS : Laminated composite, delamination, free edge effect, full field measurement, digital image correlation*