

Mesure des déformations interlaminaires sur le bord libre de stratifiés unidirectionnels par Corrélation d'Image

Interlaminar shear strain measurement on laminate free edge using Digital Image Correlation

Pauline Lecomte-Grosbras^{1,2}, Bernard Paluch¹ et Mathias Brieu²

1 : Département d'Aéroélasticité et Dynamique des Structures
ONERA –59045 LILLE CEDEX
e-mail : pauline.grosbras@onera.fr, bernard.paluch@onera.fr

2 : Equipe micro mécanisme de déformation, d'endommagement et de fatigue
Ecole Centrale de Lille – LML-UMR8107 – 59650 Villeneuve d'Ascq
e-mail : mathias.brieu@ec-lille.fr

Résumé

La technique de Corrélation d'Images a été utilisée pour la mesure des déformations de cisaillement interlaminaires sur les bords de stratifiés soumis à des phases de chargement/déchargement en traction uniaxiale. Des calculs éléments finis élastiques linéaires ont permis de sélectionner la séquence [(15/-15)₂]_s pour réaliser les essais et estimer l'ordre de grandeur des déplacements à mesurer. Les mesures ont permis de mettre en évidence des gradients de déplacement et des pics de déformation au niveau des interfaces interlaminaires, ainsi que des déformations résiduelles après déchargement de l'éprouvette. Des analyses par profilométrie laser et MEB ont montré l'existence de microfissures le long des interfaces.

Abstract

Free edge effects are studied on angle-ply carbon fibre / epoxy matrix laminated sample under uniaxial tensile loading using Digital Image Correlation (DIC). Linear elastic finite element calculations are carried out in order to select the most appropriate stacking sequence for experiments. DIC results highlights displacement gradients and high shear strain peaks at the vicinity of each interlaminar interface. Residual shear strains are also measured after unloading the sample. Laser profilometer and SEM analysis highlights local damages all along interlaminar interface with micro-cracks at fibre/matrix interface.

Mots Clés : composites stratifiés, effets de bord, corrélation d'images

Keywords : laminate composite, free edge effects, Digital Image Correlation

1. Introduction

L'utilisation des matériaux composites s'est généralisée à la plupart des domaines industriels, et la conception et le dimensionnement des structures composites sont maintenant globalement maîtrisés et intégrés dans de nombreux codes de calculs grâce à la théorie classique des stratifiés [1]. Cependant, les effets locaux tels que les délaminages près des bords libres ou 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 inter-laminaires engendrées par les différences des propriétés élastiques entre plis adjacents [2]. Au voisinage des bords libres, ces dernières donnent naissance à des états de contrainte tridimensionnels dont les niveaux peuvent être très importants et qui constituent autant de sources potentielles de délaminage [3]. Certaines séquences sont d'ailleurs susceptibles d'amorcer un délaminage plus rapidement que d'autres [4]. Suite aux travaux précurseurs de Pipes et Pagano [5] de nombreux auteurs se sont penchés, ces deux dernières décennies, sur la quantification et la prédiction de ces phénomènes. En parallèle, de nombreuses études expérimentales basées, par exemple, sur l'émission acoustique ou sur les techniques d'interférométrie de Moiré, ont été consacrées aux effets de bords [6-13]. Dans ce contexte l'objectif de cette étude a été, dans un premier temps, de voir s'il était possible d'utiliser la technique de corrélation d'images pour observer et quantifier les effets de bord libre sur des stratifiés soumis à une traction uniaxiale. Puis, dans un second temps, de mettre en évidence l'évolution de ces effets en

fonction des niveaux de chargement et l'apparition d'endommagements localisés aux interfaces inter-plis. Après avoir brièvement rappelé les propriétés mécaniques du matériau étudié, des calculs par éléments finis ont été effectués dans le but d'estimer les ordres de grandeur des déplacements susceptibles d'être mesurés par corrélation d'images, et de sélectionner la séquence d'empilement pour la réalisation de éprouvettes d'essais. Les principaux résultats d'essais sont détaillés, suite à la description du dispositif de mesure et du protocole expérimental.

2. Propriétés mécaniques du matériau étudié

Le matériau étudié est un composite à fibres de carbone unidirectionnelles et matrice époxy (CTS/920). Les caractéristiques élastiques du pli unidirectionnel (Tab. 1) ont été déterminées à partir d'essais de traction et de cisaillement.

E_{11} (GPa)	E_{22} (GPa)	G_{12} (GPa)	ν_{12}
115.6	8.0	3.1	0.3

Tab. 1. Propriétés élastiques du CTS/920

Les essais de traction, effectués sur des éprouvettes de type $[0]_{12}$ et $[90]_{16}$, montrent des comportements élastiques linéaires jusqu'à rupture. Les essais de cisaillement, (test de Rosen) effectués sur des éprouvettes $[(45/-45)_4]_s$, montrent en revanche un comportement fortement non-linéaire sur la courbe contrainte-déformation. Lorsque les angles des séquences d'empilement se rapprochent de zéro, comme pour les éprouvettes $[(15/-15)_2]_s$ étudiées par la suite, le comportement redevient élastique linéaire jusqu'à rupture (Fig. 1).

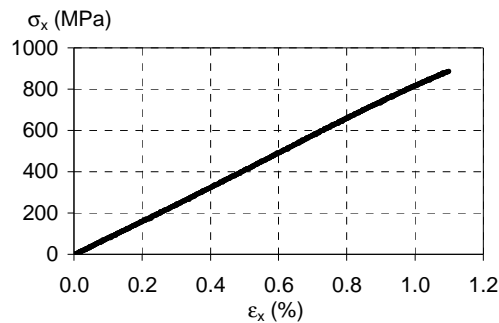


Fig. 1 Courbe contrainte-déformation obtenue sur la séquence $[(15/-15)_2]_s$ en traction uniaxiale.

3. Calculs par éléments finis

Afin de choisir la séquence d'empilement la plus adaptée, en termes de champs de déplacements pouvant être mesurés avec la technique de corrélation d'images, des calculs par éléments finis ont été effectués. Il s'agissait d'estimer l'amplitude du champ de déplacement qui pourrait être visible par la caméra lors des essais de traction et ainsi, d'être capable de choisir la séquence d'empilement pour laquelle ce champ serait le plus important. Pour cela, le maillage de l'éprouvette (Fig. 2) a été raffiné au voisinage de la zone de bord libre et des interfaces entre plis.

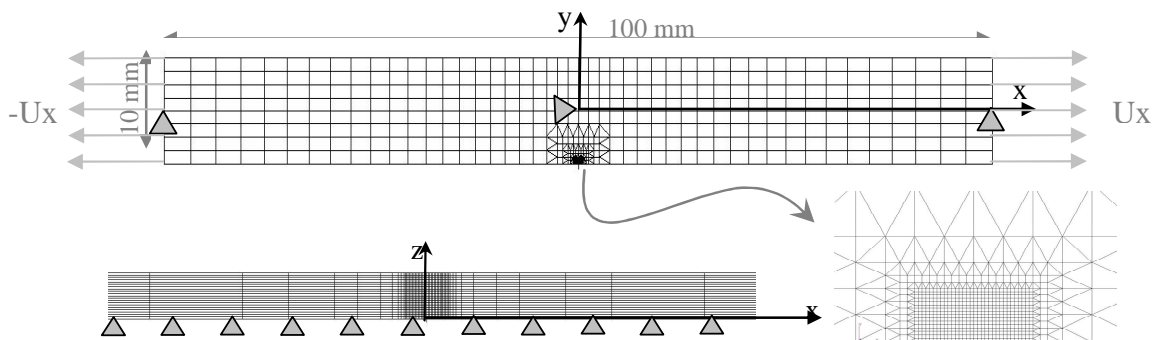


Fig. 2 Maillage de la structure pour les calculs par éléments finis

Les calculs ont été effectués sur des séquences de type $[(\theta/-\theta)_2]_s$, avec $\theta=15^\circ, 30^\circ, 45^\circ, 60^\circ$ et 75° . Pour des raisons de symétrie, seule une demi-séquence d'empilement (soit 4 plis) a été maillée. Dans la zone à observer (lors des essais) la taille des éléments a été progressivement réduite, jusqu'à atteindre $10\mu\text{m}$ de côté pour le plus petit élément, c'est-à-dire environ la taille d'une cellule élémentaire constituée d'une fibre entourée par la matrice. L'épaisseur d'un pli étant de $200\mu\text{m}$, chaque pli contient donc 20 éléments dans le sens de l'épaisseur (suivant l'axe z sur la Fig. 2). A cette échelle, nous avons supposé que l'hypothèse d'un matériau homogène équivalent est encore valable, et les calculs ont été effectués en mode statique linéaire. Des déplacements identiques ont été appliqués à chaque extrémité de l'éprouvette de manière à obtenir une déformation axiale ε_x de l'éprouvette de 0.5%. La Fig. 3 montre les champs de déplacement u_x , calculés par éléments finis pour les différentes séquences d'empilement, sur la tranche de l'éprouvette et dans la zone de raffinement. Elle met bien en évidence la très forte dépendance des gradients inter-ply en fonction de θ .

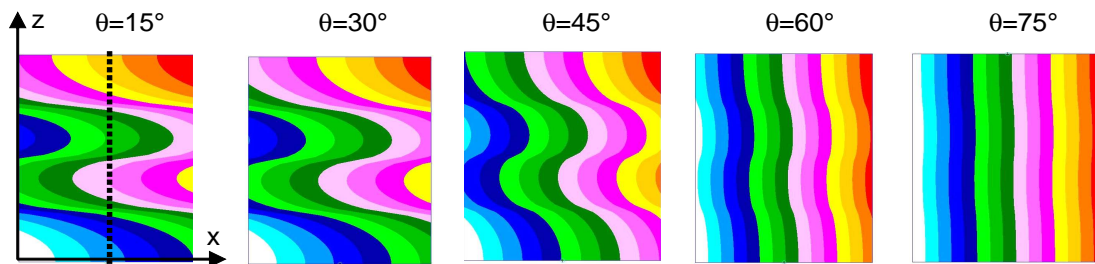


Fig. 3 Cartographie du champs de déplacement u_x calculé par éléments finis pour différentes séquences $[(\theta/-\theta)_2]_s$ sous déformation uniaxiale de 0.5%

Les déplacements u_x les plus importants (de l'ordre de plusieurs microns, Fig. 4) sont obtenus pour la séquence $\theta=15^\circ$. Nous avons donc choisi de réaliser ces éprouvettes.

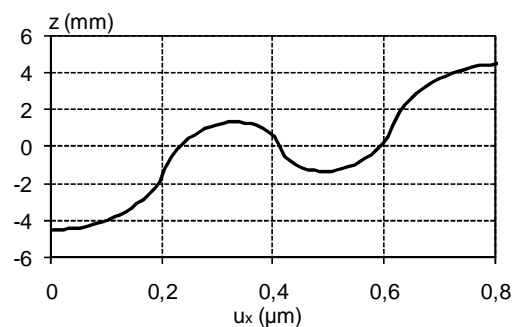


Fig. 4 Variations de u_x dans l'épaisseur z (le long de la ligne pointillée de la figure 3) sur la tranche d'une éprouvette de séquence $[(15/-15)_2]_s$ soumise à une déformation macroscopique $\varepsilon_x=0.5\%$.

4. Mesure de champ sur le bord libre d'éprouvettes stratifiées par Corrélation d'Images

4.1 Protocole expérimental

Les essais ont été effectués sur une machine de traction sur laquelle a été monté un dispositif optique (Fig. 5) constitué d'une caméra CCD, équipée d'un zoom de grandissement $\times 12$ placé en position $\times 2.5$, et munie d'une tête de microscope à grande distance focale (grossissement $\times 10$). La caméra possède une résolution de 1024×1368 pixels et a permis d'observer une zone de $560 \times 750\mu\text{m}$ de côté, soit environ une épaisseur de 4 plis. La tranche de l'éprouvette a été éclairée par un faisceau de lumière coaxiale grâce à des fibres optiques. L'ensemble du dispositif a été fixé sur 3 tables micrométriques permettant de se déplacer dans les trois directions (x, y, z de la Fig. 2). Sous l'effet du chargement, la zone d'observation initiale sort du champ de la caméra et deux des tables micrométriques (suivant les axes x et z) ont été utilisées pour recentrer la caméra sur la zone d'observation initiale. La troisième table (déplacement suivant y) a été utilisée pour réajuster la distance focale après chargement de l'éprouvette, en raison de la faible profondeur de champ du système optique (de l'ordre du micron).

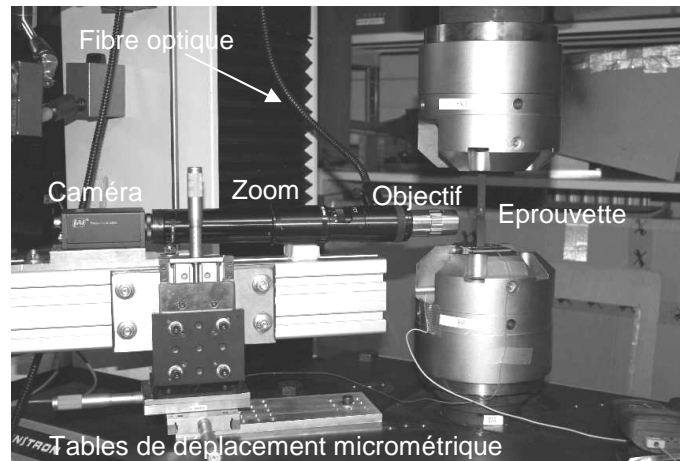


Fig. 5 Montage expérimental

Les éprouvettes, dont la zone utile a une longueur de 100mm pour une largeur de 10mm, ont été équipées d'une jauge permettant de mesurer la déformation ϵ_x imposée. Les éprouvettes ont été soumises à des phases de chargement/déchargement avec des niveaux de déformation croissants (Fig. 6). Une première image a été prise avant le début de l'essai et constitue l'image de référence de la zone non déformée et non endommagée. Chaque phase a compris une montée en déformation jusqu'à un niveau atteint au palier P_i . Durant ce palier, les réglages optiques ont été effectués afin d'acquérir une image. Puis l'éprouvette a été déchargée jusqu'à remise à zéro de la force de traction, une image ayant de nouveau été prise. Les images 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 croissants. L'ensemble des images ont été traitées par Corrélation d'Images Numériques (CIN) avec le logiciel Aramis® [14].

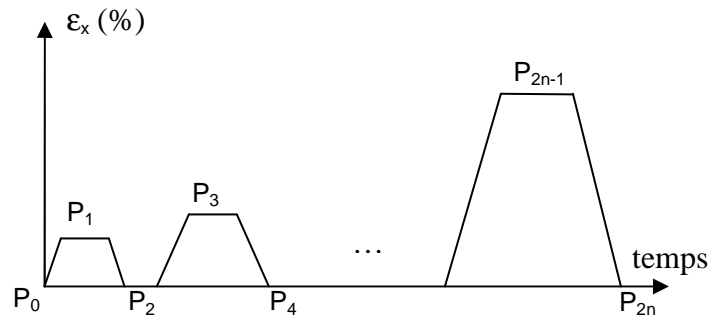


Fig. 6 Phases de chargement/déchargement en traction uniaxiale

Parmi les techniques existantes, nous avons choisi d'utiliser la CIN car, même si elle semble moins précise que les techniques classiques d'interférométrie (comme le Moiré ou le Speckle) [15], elle est beaucoup plus simple à mettre en œuvre et ne nécessite pas de matériel spécifique. Le principe consiste à comparer deux photos prises à deux états de déformation différents. L'image de référence est divisée en facettes d'analyse de plusieurs pixels de côté, caractérisées par leurs distributions de niveaux de gris. Le principe consiste à rechercher, à partir de l'image de référence, la facette la plus semblable (en termes de répartition spatiale de niveaux de gris) dans l'image déformée. Pour pouvoir être traitées par CIN, les images doivent avoir une répartition spatiale de niveaux de gris aléatoire. Lorsque la taille des surfaces observées est importante et d'aspect uniforme, la méthode traditionnelle consiste à déposer un « mouchetis » avec une bombe de peinture de manière à recréer artificiellement cette distribution. Compte tenu de la faible échelle d'observation, il n'a pas été nécessaire de recourir à cette méthode. En effet, la microstructure du matériau, constituée d'une répartition pseudo-régulière de fibres (de teinte gris clair) et de matrice (de teinte gris foncé) est en elle-même suffisante pour que le logiciel puisse effectuer la corrélation (Fig. 7). La microstructure reste ainsi visible tout au long des essais, ce qui permet de relier les champs mesurés à la microstructure.

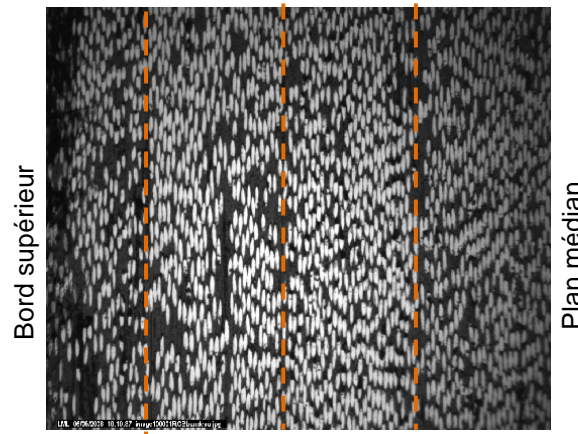


Fig. 7 zone observée sur la tranche d'une éprouvette de séquence $[(15/-15)_2]_s$ (4 plis visibles)

Durant l'analyse des images par CIN, il est possible de faire varier deux paramètres : la largeur L des facettes d'analyse (carrées) et la distance D séparant les centres des facettes voisines (les facettes adjacentes pouvant se chevaucher). Les incertitudes sur les champs de déplacement et de déformation, ainsi que les résolutions spatiales dépendent des valeurs de L et D . Augmenter L et D permet de diminuer les incertitudes, mais dégrade la résolution spatiale. Une bonne résolution spatiale est cependant nécessaire pour pouvoir mettre en évidence les gradients de déformation au voisinage des interfaces entre plis. Inversement, diminuer L et D améliorera la résolution spatiale, mais augmentera l'incertitude. Après avoir réalisé une étude de sensibilité, nous avons choisi de prendre L et D égaux à 30 et 20 pixels respectivement, afin d'obtenir le meilleur compromis entre ces deux effets.

4.2 Résultats expérimentaux et discussion

Les phases de chargement/déchargement de la Fig. 6 ont été imposées pour 8 niveaux de déformation allant de 0.08% à 0.64% (par pas de 0.08%). Quelque soit le niveau de déformation, la courbe contrainte-déformation reste linéaire à l'échelle de l'éprouvette, le matériau a donc un comportement macroscopique linéaire. La Fig. 8a montre la cartographie du champ de déplacement u_x mesuré sur la tranche de l'éprouvette pour une déformation $\varepsilon_x=0.4\%$ (c'est-à-dire en comparant les images P_0 et P_9 de la Fig. 6) On distingue clairement des gradients de déplacement localisés au niveau de chaque interface entre plis à $+15^\circ$ et plis à -15° . La Fig. 8b représente, pour différents niveaux de déformation ε_x , les variations de u_x sur le bord libre suivant l'épaisseur de l'éprouvette, le long de la ligne pointillée de la Fig. 8a. Les champs mesurés ont la même allure que ceux calculés précédemment (Fig. 3 et 4), mais les gradients de déplacement augmentent plus rapidement que la déformation imposée.

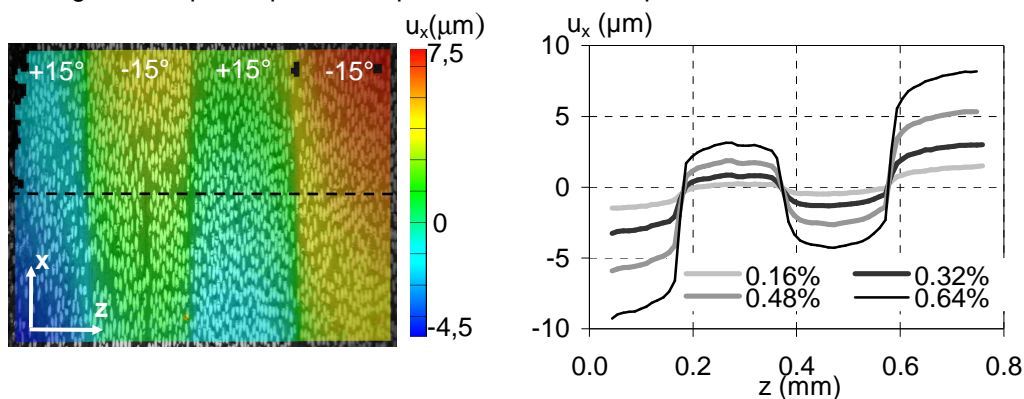


Fig. 8 a) Champ de déplacement u_x mesuré par CIN pour une déformation $\varepsilon_x=0.4\%$.
b) Variation de u_x en fonction de z pour différentes déformations ε_x .

Ces gradients de déplacement entraînent des concentrations de déformation en cisaillement ε_{xz} au niveau de chaque interface. La Fig. 9a montre le cisaillement ε_{xz} calculé à partir du champ de déplacements de la Fig. 8a, et met très nettement en évidence les concentrations de déformation tout au long des interfaces. La Fig. 9b représente le cisaillement ε_{xz} tracé le long de la ligne pointillée de la Fig. 9a, pour différentes déformations ε_x imposées. Elle met en évidence un pic de cisaillement très net à chaque interface qui, là aussi, croît plus vite que la déformation imposée. On peut également remarquer que la déformation

de cisaillement prend localement des valeurs très élevées : par exemple, pour une déformation ε_x de 0.64%, la déformation ε_{xz} à la première interface (+15°-15°) atteint presque 20%.

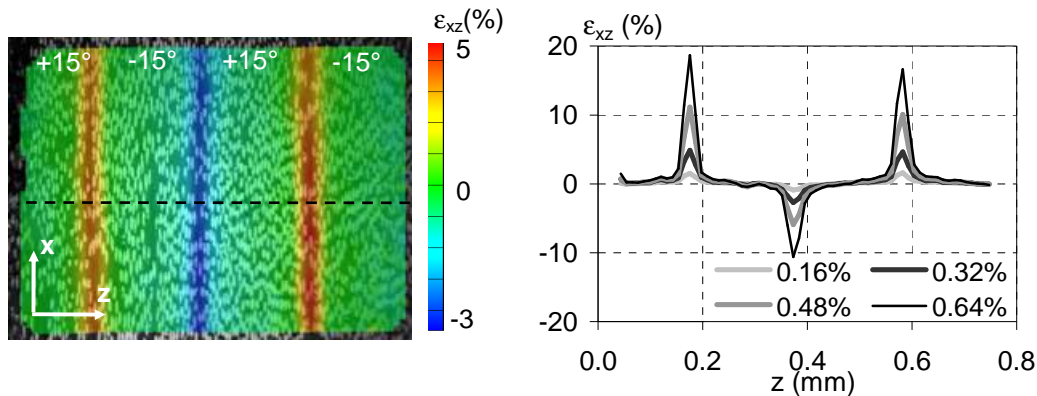


Fig. 9 a) champ de déformation ε_{xz} obtenu par CIN pour une déformation $\varepsilon_x=0.4\%$.
b) Variation de ε_{xz} en fonction de l'épaisseur z pour différentes déformation ε_x

Compte tenu des niveaux de déformation en cisaillement très élevés au voisinage des interfaces, nous avons voulu savoir si, après déchargement de l'éprouvette, cette déformation disparaissait ou si, localement, il demeurait une déformation permanente. A cet effet, les images prises aux instants P_{2n} (Fig. 6) ont été comparées à l'image de référence P_0 . La Fig. 10 montre les champs de déplacement u_x et de déformation ε_{xz} mesurés par CIN sur le bord libre de l'éprouvette après déchargement du palier à $\varepsilon_x=0.4\%$. Elle met très clairement en évidence l'existence d'un déplacement relatif permanent entre deux plis adjacents après déchargement. Par conséquent, il reste un pic de déformation de cisaillement concentré à chaque interface. +15°-15°.

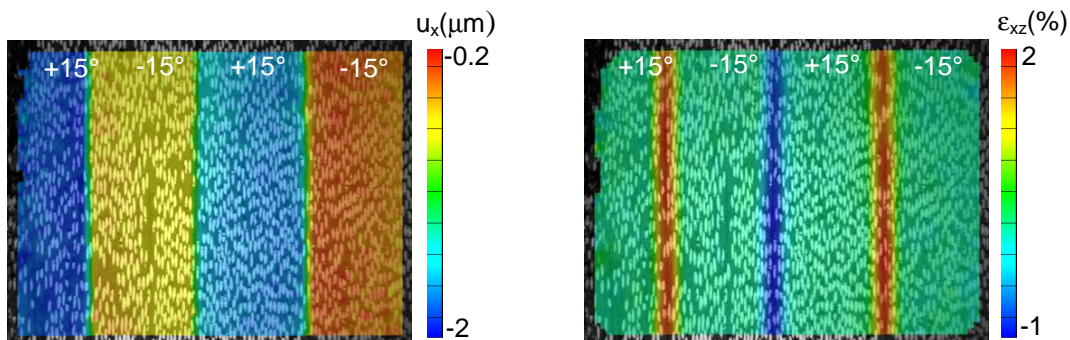


Fig. 10 Champ de déplacement u_x a) et champ de déformation ε_{xz} b) résiduels après déchargement après sollicitation en déformation uniaxiale de $\varepsilon_x=0.4\%$.

Cette déformation résiduelle localisée au niveau des interfaces n'influence pas le comportement macroscopique de l'éprouvette, qui reste linéaire élastique jusqu'à rupture (Fig. 1). La Fig. 11 représente l'évolution de la valeur de ce pic de cisaillement ε_{xz} à la première interface +15°-15° en fonction de la déformation ε_x imposée. Elle met en évidence une évolution non linéaire de la déformation locale ε_{xz} en fonction de ε_x de même que l'apparition, très rapide, d'une déformation résiduelle dès les premières phases de l'essai. Celle-ci augmente alors avec l'intensité du chargement pour prendre des valeurs très importantes.

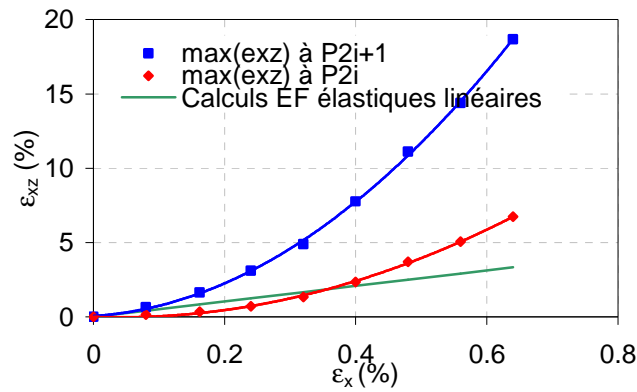


Fig. 11 Evolution du pic de cisaillement interlaminaire ϵ_{xz} à l'interface +15/-15 en fonction de la déformation ϵ_x

La Fig. 12 montre que les calculs éléments finis permettent de prédire correctement l'évolution du gradient de cisaillement suivant l'épaisseur, mais sous-estiment les valeurs des pics, en raison des hypothèses adoptées lors des calculs et ce, dès les faibles niveaux de chargement ($\epsilon_x=0.16\%$). Cette tendance étant particulièrement bien mise en évidence par le graphique de la Fig. 11. Les calculs ont en effet été effectués en considérant un comportement élastique linéaire pour l'ensemble des relations contrainte-déformation, or l'interface est soumise à des déformations de cisaillement importantes et le comportement en cisaillement est non linéaire, comme nous l'avons signalé au paragraphe 1.

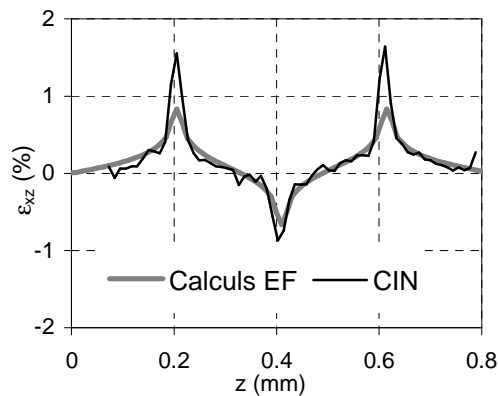


Fig. 12 Variation de ϵ_{xz} en fonction de z pour une déformation ϵ_x de 0.16% : comparaison calculs EF et CIN

La technique de CIN a donc permis de quantifier les phénomènes de concentration de déformation en cisaillement localisés au voisinage des interfaces entre plis. Celles-ci évoluent de façon non-linéaire en fonction de la déformation en traction imposée à l'éprouvette, et l'existence de déformations résiduelles aux interfaces traduit un phénomène d'endommagement local près des bords libres.

Grâce au dispositif optique, des photos à grossissements plus importants ont de nouveau été prises à chaque phase de chargement/déchargement afin de mettre en évidence l'apparition d'endommagement près des bords libres, ainsi que le suggère les résultats d'essais précédents. La Fig. 13 montre des photos prises à l'interface +15°/-15° après déchargement, pour différents niveaux de déformation ϵ_x . On y voit apparaître, au niveau de l'interface inter-pli, de bandes sombres traduisant un endommagement local que la microscopie optique ne permet toutefois pas d'identifier clairement.

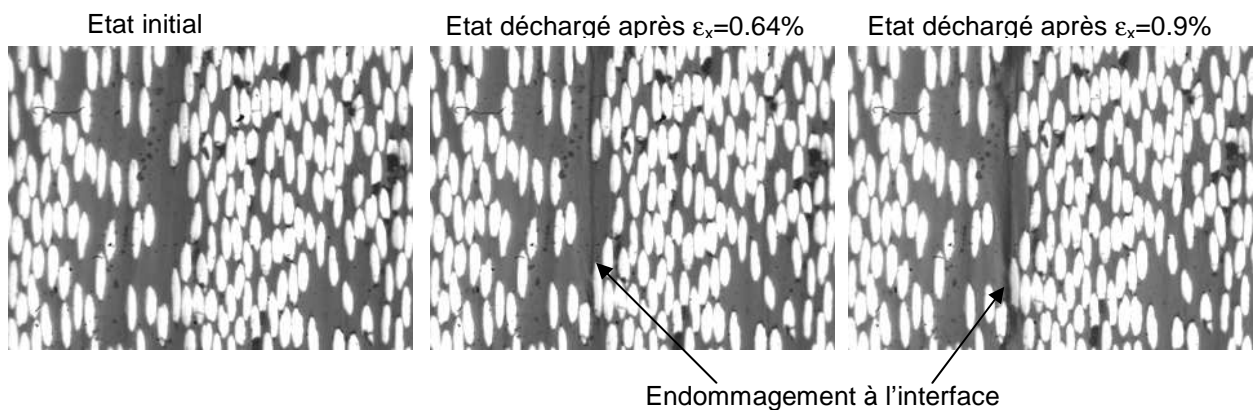


Fig. 13 Micrographies prises à l'interface +15/-15° après déchargement.

C'est pourquoi des analyses par profilométrie laser ont été effectuées sur une éprouvette ayant été soumise à une déformation ε_x de 0.9%. Les images 3D du profil d'interface sont représentées sur la Fig. 14. Elles montrent un profil accidenté, avec un endommagement important localisé à l'interface fibre/matrice. A la frontière entre deux plis, cette zone est soumise à des gradients de cisaillement très élevés engendrant l'apparition de décohésions entre fibres et matrice et de fissures dans la matrice. Les observations suggèrent que ces fissures grandissent avec l'intensité du chargement, le long du bord libre et de l'interface (suivant x) pour finir par se rejoindre, et progressent probablement en profondeur (suivant y).

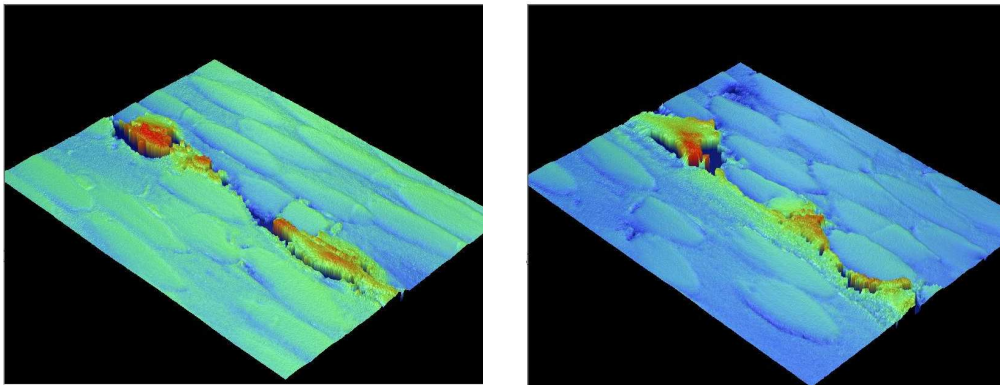


Fig. 14 Profilométrie laser à l'interface +15/-15.

Les images (Fig. 15) prises à différents grossissements, sur la même éprouvette, au microscope électronique à balayage (MEB) permettent d'aboutir aux mêmes conclusions. Sur la Fig. 15, la même interface reste visible aux différents grossissements. Sur l'image de gauche (plus faible grossissement) l'endommagement reste localisé à l'interface et, aux grossissements plus importants, le MEB met clairement en évidence la fissuration aux interfaces fibres/matrice.

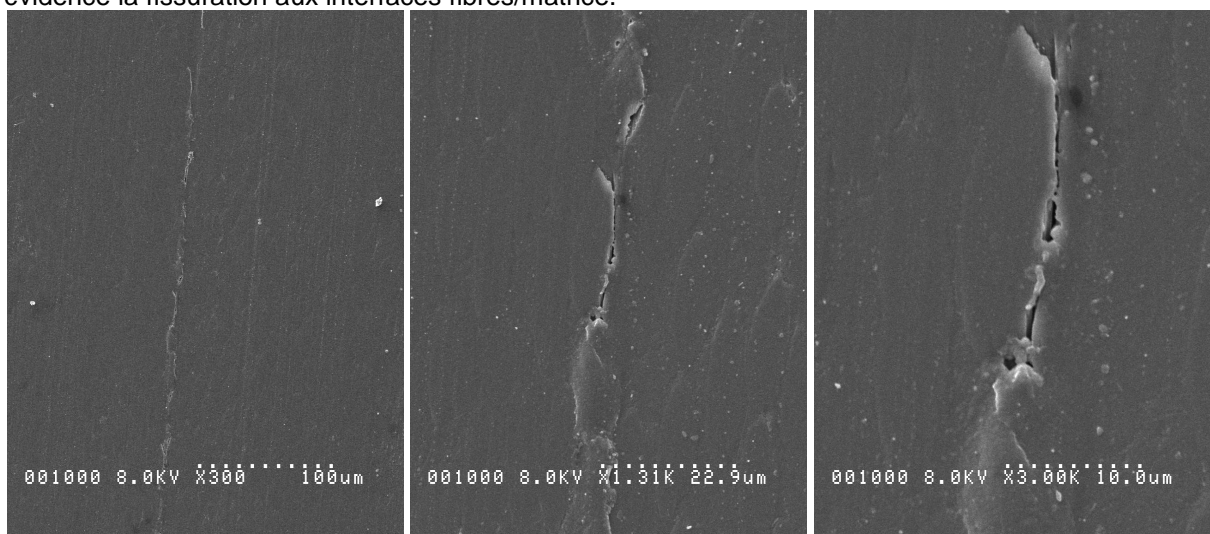


Fig. 15 Photos prises au MEB à l'interface +15/-15° pour différents grossissement après une sollicitation en déformation uniaxiale ε_x de 0.9%

La profilométrie laser ainsi que l'examen au MEB ont permis de mettre en évidence l'existence de microfissures localisées au niveau des interfaces fibre/matrice, qui grossissent au cours du chargement. Aucun endommagement n'a par contre été observé sur le bord au sein d'un même pli. A partir d'un certain niveau de sollicitation, l'interface se fissure et se pose alors la question de l'interprétation de la mesure de la déformation de cisaillement, car le milieu n'est plus continu au niveau de l'interface.

5. Conclusion

L'objectif de cette étude était d'étudier, par mesure de champ, les phénomènes de concentration de déformation dus aux effets de bord libre, au voisinage des interfaces inter-plis sur la tranche d'éprouvettes stratifiées. La technique de Corrélation d'Images a pu être directement utilisée sans précautions particulières sur des éprouvettes sollicitées en traction uniaxiale. Des calculs linéaires élastiques par éléments finis ont permis de choisir la séquence [(15/-15)₂]_s pour les essais et d'estimer l'ordre de grandeur des déplacements à mesurer. Lors des essais sur ces éprouvettes, la CIN a mis en évidence des gradients de déplacement et des pics de déformation en cisaillement localisés au niveau des interfaces, qui augmentent plus rapidement que la déformation de traction imposée à l'éprouvette, de même que l'existence de déformations résiduelles de cisaillement après déchargement. Ces déformations résiduelles apparaissent dès les faibles niveaux de chargement et traduisent l'existence d'endommagements locaux, visibles après examen au profilomètre laser et au MEB. Ces endommagements résultent de décohésions fibre/matrice et d'une fissuration de la matrice. Des analyses complémentaires sont actuellement en cours afin de déterminer le seuil à partir duquel l'interface peut être considérée fissurée, ce qui donnerait une indication sur le niveau d'amorçage. Les travaux en cours concernent aussi l'application de la CIN à la mesure des gradients de déformation dans les sauts de plis.

Références

- [1] S. Dong, K. Pister, R Taylor, "On the Theory of Laminated Anisotropic Shell and Plates". *J. of Aeronautical Science*, vol 29, pp 969-975, 1962.
- [2] CT. Herakovich. "On the Relationship between Engineering Properties and Delamination". *J. of Comp. Mat.*, vol 15, pp 339-348, 1981.
- [3] CT. Herakovich "Edge effects and delamination failures, Journal of strain analysis", vol 24, pp 245-252, 1989
- [4] NJ. Pagano, RB. Pipes. "The Influence of Stacking Sequence on Laminate Strength" *J. of Comp. Mat.*, vol 5, pp 50-57, 1971.
- [5] RB. Pipes, NJ. Pagano. "Interlaminar Stresses in Composite Laminates under Uniform Axial Extension" *J. of Comp. Mat* vol 4, pp 538-548, 1970.
- [6] RY. Kim, SR. Soni, "Experimental and analytical studies on the onset of delamination in laminated composite", *J. of Comp. Mat.* vol 18, pp 70-80, 1984.
- [7] JC. Schellenkens, R. De Borst, "Free edge delamination in carbon-epoxy laminates: a novel numerical/experimental approach", *Comp. Struct.*, vol 28, pp 357-373, 1994.
- [8] Th Lorient, G. Marion, R. Harry, H. Wagnier "Onset of free edge delamination in Composite laminates under tensile loading", *Comp. part B*, vol 34, pp 459-471, 2003.
- [9] Diaz Diaz A, Caron JF. "Interface Plasticity and delamination onset prediction". *Mech. of Mat.*, vol 38, pp 648-663, 2006.
- [10] Pipes RB, Daniel IM, "Moiré Analysis of the interlaminar shear edge effect in laminated composites", *J. of Comp. Mat*, vol 5, pp 255-259, 1971.
- [11] Czarnek R, Post D, Herakovich CT, "Edge effects in composites by Moiré Interferometry". *Exp. Tech.*, vol 7, pp 18-21, 1983.
- [12] Herakovich CT, Post D, Buckzek MB, Czarnek R. "Free edge strain concentrations in real composite laminates: experimental-theoretical correlation", *J. of App. Mech.*, vol 52, pp 787-793, 1983.
- [13] Mollenhauer D. Reifsnider K. "Measurements of interlaminar deformation along a cylindrical surface of a hole in laminated composite material by Moiré Interferometry", *Comp. Sc. and Tech.* vol 60, pp 2375-2388, 2000.
- [14] User Manual Aramis® v6, GOM.
- [15] Grediac, M. "The use of full field measurements methods in composite material characterization: interest and limitations". *Comp. Part A.* vol 35, pp 751-761, 2004.