

Effet de l'épaisseur des plis et de la stratification sur l'interaction entre les plis endommagés dans un composite stratifié à matrice thermoplastique à température cryogénique

Effect of ply thickness and layup on the interaction between damaged plies in a thermoplastic matrix laminated composite at cryogenic temperature

Timothée Klein^{1,2,3}, Christophe Bois^{1,2}, Jean-Christophe Wahl^{1,2}, Caroline Petiot³

1 : Univ. Bordeaux, CNRS, INRAE, Bordeaux INP, I2M, UMR 5295, USC 1368, F-33400 Talence, France
e-mail : timothee.klein@u-bordeaux.fr

2 : Arts et Metiers Institute of Technology, CNRS, INRAE, Bordeaux INP, I2M, UMR 5295, F-33400 Talence, France

3 : Airbus Central Research and Technology
Toulouse, France

Résumé

Le développement de réservoirs composites sans liner est un enjeu majeur pour garantir la performance des avions commerciaux du futur. L'endommagement progressif de ce type de structure dû au chargement thermomécanique conduit toutefois à la formation de réseaux de fissures, pouvant impliquer une perte d'étanchéité du système. Il a été montré que l'épaisseur des plis considérés et l'orientation relative entre plis adjacents pouvaient conduire à des phénomènes d'interactions entre plis endommagés, accentuant la connectivité des réseaux de fissure. L'étude porte sur un matériau composite à base de fibres de carbone à matrice thermoplastique en configuration de pli fin ($\approx 70 \mu\text{m}$), soumis à un chargement thermomécanique cryogénique (-196°C). Les différentes stratifications comportent un pli orienté à 90° par rapport à la direction de chargement qui est systématiquement à l'origine des premiers endommagements. Les résultats montrent qu'une baisse de l'épaisseur des plis et une augmentation de l'angle de croisement d'un ou des deux plis adjacents permet de diminuer les effets d'interaction entre plis ainsi que la cinétique de fissuration du pli à 90° . La faible épaisseur des plis implique toutefois une réduction de leur capacité à confiner la fissuration du pli à 90° , et des effets de « double » interactions sur plusieurs épaisseurs de pli ont été observées.

Abstract

The development of linerless liquid hydrogen composite tanks is a major challenge for improving the performance and cost of zero-emission commercial aircraft. However, the progressive damage to this type of structure caused by thermomechanical loading leads to the formation of crack networks, which can result in a loss of tightness in the system. It has been shown that the thickness of the plies considered and the relative orientation of adjacent plies can lead to interactions between damaged plies, accentuating the connectivity of the crack networks. The study focuses on a thermoplastic matrix carbon fibre composite material in a thin ply configuration ($\approx 70 \mu\text{m}$), subjected to cryogenic thermomechanical loading (-196°C). The various layups considered in the study all include a ply oriented at 90° relative to the loading direction, which is systematically the source of the initial damage. The results show that decreasing the ply thickness and increasing the crossing angle of one or the two adjacent plies reduces the interaction effects between plies as well as the cracking kinetics of the 90° ply. However, the small thickness of the plies reduces their ability to confine the 90° ply's cracking, and 'double' interaction effects over several ply thicknesses have been observed.

Mots Clés : matrice thermoplastique, fissures transverse, températures cryogéniques, pli fin, interactions

Keywords : thermoplastic matrix, transverse crack, cryogenic temperature, thin ply, interactions

1. Introduction

Airbus ambitionne de mener la décarbonisation du secteur aérien en construisant le premier avion commercial à hydrogène liquide au monde. Le développement de réservoirs légers est donc un enjeu majeur pour garantir la performance des avions commerciaux du futur. L'une des solutions consiste à utiliser une paroi en matériau composite sans liner. Cela implique que l'étanchéité soit assurée par

le composite stratifié lui-même, ce qui représente un défi technologique important. Sous l'effet d'un chargement thermomécanique, les principaux types d'endommagements au sein du stratifié sont la fissuration transverse et le micro-délaminage [1]. Cela conduit à la création de réseaux de fissures qui, s'ils coalescent dans l'épaisseur, constituent autant de chemins de fuite [2]. L'épaisseur des plis considérés ainsi que les orientations relatives des plis adjacents influent significativement sur ces mécanismes d'endommagement et la formation de réseaux de fissures. En effet, la diminution de l'épaisseur des plis entraîne non seulement un retard du seuil d'initiation de la fissuration, mais aussi une transition d'une propagation quasi instantanée de la fissure à une fissuration plus diffuse et progressive initiée par des décohésions fibre/matrice [3], [4]. Suivant l'orientation des plis adjacents par rapport à celui s'endommageant en premier, il a été montré qu'une variation du seuil de fissuration du pli pouvait être observée [5], [6]. Les plis adjacents peuvent également s'endommager en interagissant avec le pli à l'origine des premiers endommagements, où l'apparition d'une fissure transverse dans ce dernier peut entraîner presque instantanément la création de nombreuses fissures courtes dans les plis adjacents. Celles-ci traversent l'épaisseur du pli adjacent mais ne s'y propagent que sur une courte longueur et s'accumulent le long de la fissure principale [7], [8]. Bien qu'encore peu étudiés dans la littérature et en particulier à des températures cryogéniques, certains composites à matrice thermoplastique ont présenté de meilleures performances face aux dommages que leurs homologues thermodurcissables, tels qu'une ductilité et ténacité accrue [9], [10]. Outre leur potentiel élevé de recyclabilité et de soudabilité, les composites à matrice thermoplastique sont donc de plus en plus envisagés pour la fabrication de structures aéronautiques.

L'objectif de la présente étude est d'étudier l'influence de l'épaisseur du pli et de l'orientation des plis sur les mécanismes de fissuration transverse et sur les phénomènes d'interaction d'un matériau composite candidat pour les futurs réservoirs cryogéniques à base de fibres de carbone à matrice thermoplastique (CF/TP), en conditions cryogéniques. Pour ce faire, une campagne expérimentale sur éprouvettes planes de stratification $[0/+θ/-θ/90_n/-θ/+θ/0]_s$ et $[0/+θ/-θ/90_n/0]_s$ a été réalisée comprenant des plis d'épaisseur unitaire d'approximativement $70\mu\text{m}$. Les essais sont réalisés à l'aide d'une enceinte d'immersion à l'azote liquide permettant d'atteindre une température de -196°C . Pour chacun des essais, l'endommagement est suivi à l'aide d'observations microscopiques en tranche d'éprouvette, en s'affranchissant des effets de bord par une étape d'abrasion et de polissage de la tranche. Ces observations sont ensuite confrontées à des observations volumiques par tomographie à rayons X à l'aide d'un montage de précharge. Pour les stratifications comprenant des plis fins unitaires ($n=1$), des observations par micro-tomographie ont été réalisées sous rayonnement synchrotron à l'ESRF. Ceci permet d'observer les réseaux de fissure à des hautes résolutions, les plis fins ayant des ouvertures de fissures de l'ordre du μm . Après une première section présentant les matériaux et protocoles expérimentaux utilisés, cet article présente l'influence de la stratification et de l'épaisseur de pli sur les cinétiques de fissuration transverse. Ces observations sont ensuite confrontées aux observations volumiques par tomographie pour analyser les effets d'interaction entre plis adjacents.

2. Présentation des matériaux et protocoles expérimentaux

L'étude porte sur un composite stratifié à base de fibres de carbone et d'une matrice thermoplastique (CF/TP). Des plaques du matériau ont été fabriquées par un procédé de placement automatisé de fibres (Automated Fibre Placement - AFP), suivi d'une consolidation sous presse chauffée. Le grammage sélectionné a été choisi de sorte à avoir une épaisseur unitaire de pli faible d'environ $70\mu\text{m}$. Les échantillons ont tous été contrôlés par C-Scan et observations microscopiques afin de garantir la qualité de leur état initial et des axes de découpe.

Le protocole expérimental consiste tout d'abord en un essai de fissuration transverse à température cryogénique dans lequel des éprouvettes planes sont soumises à des paliers de chargement mécanique

uniaxial incrémentaux à température fixe. Pour ce faire, des éprouvettes rectangulaires de $250 \times 25 \text{ mm}^2$ et équipées de talons sont utilisées. Afin de s'affranchir de l'influence de la reprise hydrique sur la fissuration transverse, les éprouvettes ont été préalablement séchées dans un dessiccateur avec du gel de silice (température ambiante, humidité relative $\text{RH} < 10\%$) jusqu'à stabilisation de la masse. À chaque palier, la température est tout d'abord abaissée progressivement à l'aide d'une enceinte d'immersion à l'azote liquide permettant d'atteindre une température de -196°C . Un chargement mécanique uniaxial en régime quasi-statique ($0,5 \text{ mm/min}$) jusqu'à une valeur de déformation ciblée ε_{max} est ensuite réalisé avec une machine de traction électromécanique de capacité 150 kN . L'éprouvette est enfin déchargée et la température remontée. La déformation des éprouvettes est mesurée via des jauges de déformation placées au centre de l'éprouvette dans le sens axial, et leur température est suivie à l'aide de thermocouples placés à leur surface.

À la suite de chaque palier de chargement thermomécanique, un suivi par microscopie optique (Keyence VHX-2000, magnification $\times 400 - 0.5 \mu\text{m/px}$) de la tranche de l'échantillon préalablement polie est réalisé. Pour ce faire, l'éprouvette est placée dans une machine de traction où une déformation intermédiaire $\varepsilon_{obs} < 0.8\varepsilon_{max}$ est appliquée afin d'ouvrir les fissures et de faciliter leur observation sans générer d'endommagements supplémentaires. Il a toutefois été observé que les plis minces et orientés ont tendance à subir des effets de bord significatifs, où les fissures transverses s'amorcent sur les bords latéraux de l'échantillon et ne se propagent pas à cœur [4], [11]. La prise en compte des fissures générées par les effets de bord conduirait à une surestimation significative des dommages se développant effectivement dans les plis les plus minces, ainsi qu'à une sous-estimation du seuil d'initiation des fissures transverses. Après chaque palier, le bord poli observé pendant l'essai doit donc être soumis à une étape d'abrasion et de polissage afin d'éliminer une couche superficielle d'environ $750 \mu\text{m}$ contenant ces effets de bord. Par ailleurs, il a été observé que lorsque l'épaisseur du pli diminue, on passe d'une propagation quasi instantanée de la fissure à travers l'épaisseur du pli à une fissuration plus diffuse et progressive initiée par des décohésions fibre/matrice [3], [4]. Il n'est donc plus possible de tenir compte uniquement du nombre de fissures dans le calcul du taux de fissuration réduit, mais il est nécessaire d'évaluer la surface totale fissurée. Pour ce faire, la longueur L_f^q de chaque fissure q est normalisée par l'épaisseur locale du pli h_{pli}^q . La somme de toutes les longueurs relatives des fissures partielles est ensuite divisée par la longueur totale observée $L_{obs} = 80 \text{ mm}$ puis multipliée par l'épaisseur moyenne des plis $h_{pli} = 70 \mu\text{m}$ pour obtenir le taux de fissuration réduit $\bar{\rho}$ [–] comme suit :

$$\bar{\rho} = \sum_q \frac{L_f^q}{h_{pli}^q} \cdot \frac{h_{pli}}{L_{obs}} \quad (\text{Eq. 1})$$

L'influence de l'épaisseur du pli à 90° et l'orientation des plis adjacents sur les mécanismes de fissuration transverse et phénomènes d'interaction a été étudiée sur différentes configurations $[+\theta/-\theta/90_n/-\theta/+\theta]$ et $[+\theta/-\theta/90_n/0]$ pour $n = \{1; 2; 4\}$ et $\theta = \{0; 60^\circ; 75^\circ\}$. Celles-ci permettent de se rapprocher des études proposées dans la littérature [6], [7], [8] et de considérer des angles suffisamment resserrés pour favoriser les interactions entre plis adjacents. Des éprouvettes ayant les stratifications présentées dans le tableau ci-dessous (Tableau 1) ont ainsi été testées :

Numéro stratification	Stratification	Séquences étudiées
1	$[\pm 60/90_4/\mp 60]_s$	$[\pm 60/90_4/\mp 60]$
2	$[0_2/\pm 60/90_2/\mp 60/0]_s$	$[\pm 60/90_2/\mp 60]$
3	$[0_2/\pm 60/90/\mp 60/0]_s$	$[\pm 60/90/\mp 60]$
4	$[0/\pm 60/90/0_{1/2}]_{s2}$	$[\pm 60/90/0]$
5	$[0_2/\pm 75/90/0]_s$	$[\pm 75/90/0]$
6	$[90/0_2/90/0_2/90]$	$[0/90/0]$
7	$[0/90/0/90_2/0/90_2]_s$	$[0/90_2/0]$

Tableau 1 : Stratifications et configurations considérées dans l'étude.

Pour chaque éprouvette, seules certaines séquences vont être considérées dans cette étude comme décrit dans le tableau (Tableau 1). Il est à noter que toutes les stratifications étudiées, hormis celles de la plaque 1 ne possédant aucun pli à 0° , présentent des niveaux de contraintes résiduelles d'origine thermique comparable. Pour chaque stratification, 1 éprouvette a été testée.

Lors de l'analyse des effets d'interactions, il est intéressant de définir l'angle de croisement entre les plis adjacents et le pli à 90° fissurant en premier : $\alpha = 90^\circ - \theta$. Afin d'observer l'architecture des réseaux de fissures résultants, deux types d'observations par tomographie aux rayons X sous charge ont été réalisées. La précharge est réalisée à l'aide du dispositif de traction autonome développé lors des travaux de Laeuffer [11] permettant d'ouvrir les fissures afin de les rendre plus visibles, sans en créer de nouvelles. Le premier type d'observation permet d'étudier des éprouvettes d'une largeur de 10mm (épaisseur obtenue par polissage) avec le tomographe Phoenix V/TOME/SX, GE (Fig. 1a). Ceci permet de rapprocher au maximum la source de rayons X coniques de l'échantillon et ainsi d'obtenir une résolution de voxel de $3 \mu\text{m}$. Le volume observé étant un cylindre de rayon et hauteur d'environ 6mm au centre de l'éprouvette autour de son axe de révolution. Pour les stratifications 3 et 4 (Tableau 1) ne présentant que des plis fins, des observations sous charge par tomographie à rayons X synchrotron ont été réalisées à l'ESRF avec une résolution de $0.7 \mu\text{m}/\text{voxel}$, observant un volume cylindrique de hauteur et rayon d'environ 1.4 mm par scan. Du fait du caractère destructif (éprouvette polie à une largeur de 10mm pour garantir une résolution de $3\mu\text{m}$) ou limité (synchrotron) de ce type de mesure, seules des observations volumiques en fin d'essai suite au dernier palier de chargement proche de la rupture des échantillons, ont été réalisées. La déformation axiale appliquée lors de ce dernier palier de chargement est commune pour toutes les éprouvettes observées par tomographie. Par ailleurs, la haute résolution utilisée implique un faible volume analysé, et ne permet ainsi que des études qualitatives afin d'observer la présence ou non d'interactions entre plis dans des zones fortement endommagées.

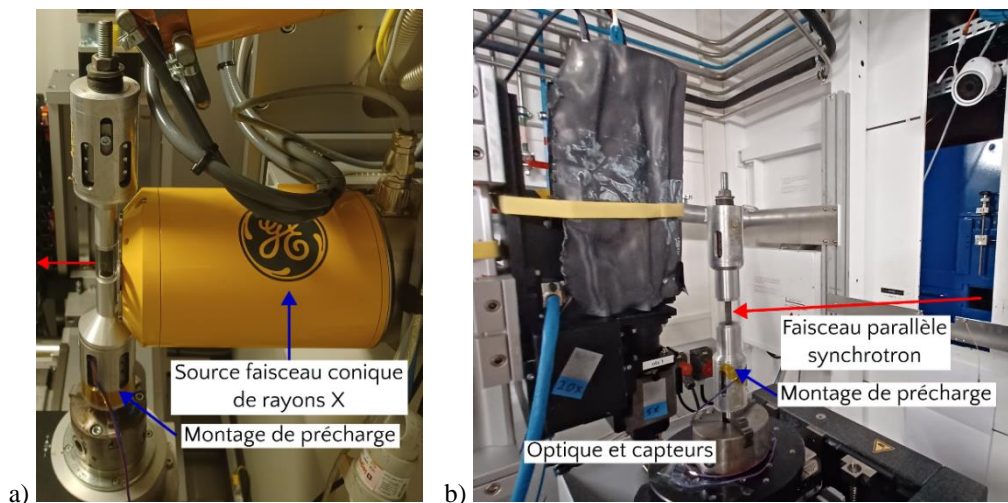


Fig. 1. Dispositif de précharge d'éprouvette plane et observations de micro-tomographie sur tomographe Phoenix V/TOME/SX, GE à faisceau conique (a) et sous faisceau parallèle synchrotron à l'ESRF (b)

3. Effet de l'angle des plis adjacents sur la cinétique de fissuration des plis à 90°

L'observation microscopique de la tranche de l'échantillon tout au long de l'essai permet d'avoir des données représentatives et quantitatives de l'état d'endommagement du matériau. La Fig. 2 présente les cinétiques de fissuration des plis à 90° obtenues lors des essais sur les stratifications 2, 3, 6 et 7 (Tableau 1). Par soucis de clarté, les cinétiques des plis similaires reproduits par symétrie présents sur une même éprouvette sont moyennés, mais l'enveloppe issue de la variabilité entre ces plis y est superposée.

Pour les deux épaisseurs de pli considérées, le seuil d'initiation de l'apparition des fissures transverses n'est pas affecté par l'orientation des plis adjacents. Toutefois, les cinétiques de fissuration sont accélérées lorsque l'angle θ des plis adjacents augmente et se rapproche de 90° . Ceci pourrait être expliqué avec les résultats de simulation réalisées par Huchette [12] sur la variation relative de S_{22} du tenseur de souplesse du pli à 90° endommagé dans une stratification du type $[\pm\theta/90_n/\mp\theta]$. Il est remarqué que celle-ci est plus importante lorsque l'orientation des plis adjacents θ augmente, ce qui traduit une augmentation du taux de restitution d'énergie (et donc de l'énergie restituée en mode I). La mécanique de la rupture incrémentale stipule que la fissuration transverse est gouvernée par un double critère, en contrainte et en énergie. En effet, la contrainte à l'endroit de la fissure doit dépasser une valeur de résistance critique (critère de contrainte). Le pli doit également avoir stocké suffisamment d'énergie en son sein pour que l'initiation de la fissure libère le taux de restitution critique du matériau (critère d'énergie). Les plis fins étant davantage gouvernés par ce dernier [1], [13]. Dans l'hypothèse où cela l'est également pour notre matériau, ceci impactera directement la cinétique de fissuration permettant la création de davantage de fissures.

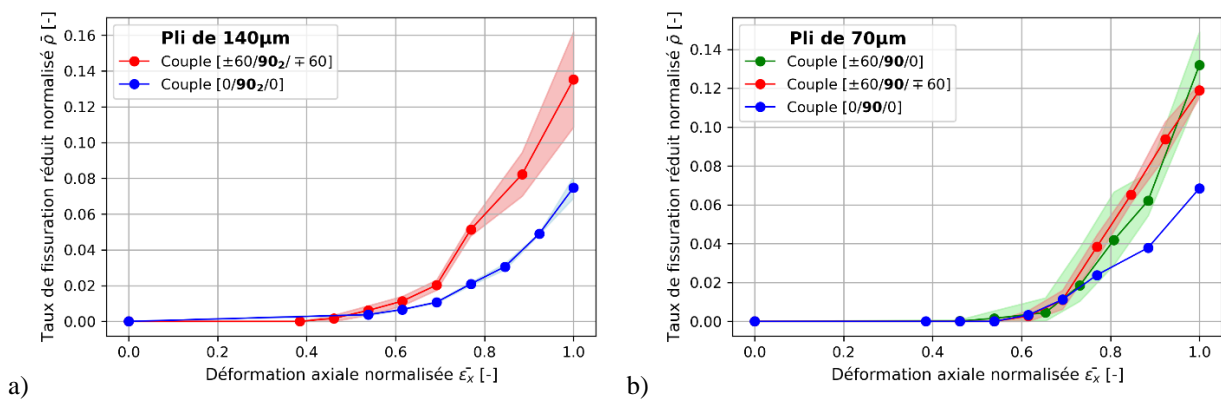


Fig. 2. Cinétiques de fissuration moyennes des plis à 90° dans les configurations $[\pm 60/90_n/\mp 60]$ et $[\pm 60/90_n/0]$ pour $n = 2$ (a) et $n = 1$ (b). L'enveloppe correspond à celle observée sur les différents plis de même orientation d'une même éprouvette. Les déformations axiales sont normalisées par le même facteur.

4. Effet de l'épaisseur de pli et orientation des plis adjacents sur les phénomènes d'interaction

Les Fig. 3 et Fig. 4 présentent la superposition des fissures observées par tomographie dans les trois plis adjacents des différentes configurations considérées. Le traitement des images est effectué à l'aide du logiciel opensource ImageJ. Avant observation par micro-tomographie, chacune des éprouvettes présentées a subi le même niveau de déformation transverse à -196°C . Il est tout d'abord intéressant de noter que même pour des stratifications avec d'importantes épaisseurs de plis (jusqu'à $280\mu\text{m}$), aucun micro-délaminage en pointe de fissure n'est présent. Par ailleurs, toutes les stratifications et épaisseurs de pli considérées présentent des interactions entre plis adjacents. Toutefois, nous pouvons observer en Fig. 3 un changement de la morphologie des interactions avec l'épaisseur du pli à 90° et la stratification : les interactions sont de moins en moins systématiques et régulières. En effet, certaines fissures en Fig. 3b et Fig. 3c n'engendrent pas voire très peu de fissures courtes dans le pli adjacent, comme souligné par la flèche rouge en Fig. 3c. Ici, seules 4 fissures courtes sont observées le long de la fissure dans le pli à 90° . De nombreux endommagements qui ne pénètrent que partiellement dans l'épaisseur du pli adjacent sont également visibles. Il a été montré en effet qu'à mesure que l'épaisseur du pli à 90° et que l'angle θ diminuent, l'énergie libérée lors de la propagation d'une fissure du pli à 90° et la concentration de contrainte générée par celle-ci au niveau de l'interface diminuent, engendrant une diminution des phénomènes d'interaction entre plis [8].

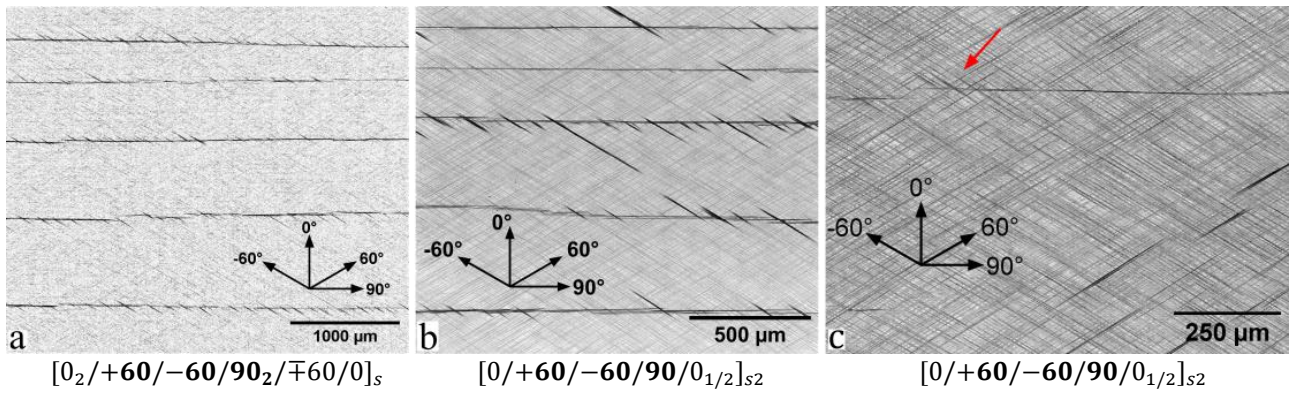


Fig. 3. Projection du minimum d'intensité des plis (en gras) issus des stratifications $[0_2/\pm 60/90_2/\mp 60/0]_s$ (a), $[0/\pm 60/90/\mp 60/0]_s$ (b) et $[0/\pm 60/90/0_{1/2}]_{s2}$ (c), obtenues par micro-tomographie avec résolution de $3\mu\text{m}/\text{voxel}$ (a) et $0.7\mu\text{m}/\text{voxel}$ (b) et (c).

Toutes les projections présentées en Fig. 3 et Fig. 4 utilisent les trois plis orientés pouvant s'endommager. Nous pouvons remarquer en Fig. 3 que les fissures se concentrent dans le pli à 90° et dans le pli directement adjacent à lui, et très peu dans le pli externe. À contrario, pour les stratifications 1 et 5 (Tableau 1) de la Fig. 4, des interactions se propageant au-delà du pli adjacent au pli à 90° peuvent être observées. Ceci n'a, à la connaissance de l'auteur jamais été rapporté dans la littérature et leur compréhension nécessite une étude plus approfondie ainsi que le développement d'une approche numérique adaptée. Il a été toutefois rapporté dans la littérature que la formation des fissures courtes dans les plis adjacents sont induites par différents phénomènes. Le principal étant que la sur-contrainte générée par la présence d'une fissure dans le pli à 90° aura tendance à engendrer un saut du taux de restitution d'énergie du pli adjacent aux abords de celle-ci [7], [8]. Ce saut étant plus prononcé à mesure que l'angle d'intersection entre les deux plis est faible, et que le pli à 90° est épais. Il a également été montré que le pli directement adjacent au pli à 90° fissuré fait office de barrière aux plis suivants [14]. Une explication pourrait donc être que, les plis à θ° étant fins ($70\mu\text{m}$), ceux-ci ne parviennent pas à faire suffisamment barrière à cette sur-contrainte, particulièrement lorsque le pli à 90° est épais (cas de la stratification 1) ou lorsque l'angle de croisement α est resserré (cas de la stratification 5). Propageant ainsi les interactions au pli suivant. Ceci en considérant la même hypothèse que précédemment où la fissuration des plis adjacents (fins) est pilotée par le critère en énergie. Dans le contexte de la perméabilité des réservoirs, cette double interaction engendrerait une forte connectivité du réseau de fissure et la formation de nombreux points de fuite. Cela souligne l'importance de l'étude des interactions entre plis, où les avantages des plis fins sur l'initiation de l'endommagement pourraient être contrebalancés par une accentuation des effets d'interaction.

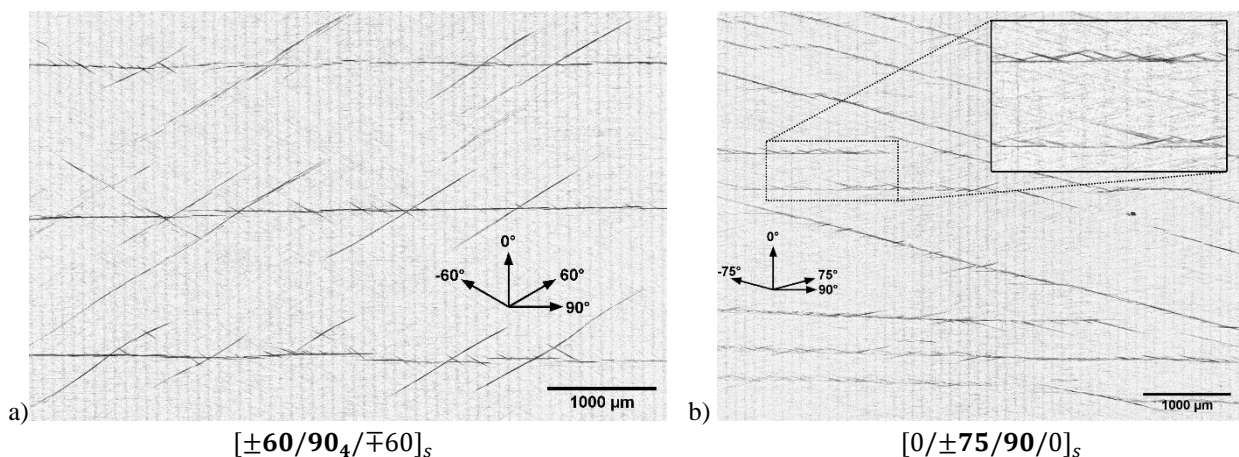


Fig. 4. Projection du minimum d'intensité des plis (en gras) issus des stratifications $[\pm 60/90_4/\mp 60]_s$ (a) et $[0/\pm 75/90/0]_s$ (b), obtenues par micro-tomographie avec résolution de $3\mu\text{m}/\text{voxel}$.

5. Conclusion

Cette étude a permis de mettre en évidence l'influence de l'épaisseur des plis et de la stratification sur les mécanismes de fissuration transverse et sur les phénomènes d'interaction d'un matériau composite à base de fibres de carbone et matrice thermoplastique (CF/TP), en conditions cryogéniques. Les essais réalisés ont montré une accélération de la cinétique de fissuration d'un pli à 90° lorsque l'angle θ des plis adjacents se rapproche de 90°. Celle-ci est d'autant plus importante à mesure que l'épaisseur du pli à 90° diminue, et que la fissuration de celui-ci est pilotée par un critère énergétique. La baisse en épaisseur du pli à 90° et la diminution de l'angle θ d'un ou des plis adjacents engendre toutefois une diminution des effets d'interaction, avec la réduction voire suppression de fissures courtes dans les plis adjacents. La considération de plis de fine épaisseur ($\approx 70\mu\text{m}$) a par ailleurs permis de mettre en exergue des effets de « double interaction », où de par sa faible épaisseur, le pli adjacent ne fait pas suffisamment barrière à la sur-contrainte locale engendrée par la fissure dans le pli à 90°, propageant les interactions au pli suivant.

Ces observations n'étant réalisées qu'en fin d'essai sur une zone d'observation restreinte, celles-ci ne peuvent rester que qualitatives et ne permettent pas de déterminer précisément le scénario d'endommagement complet. Les prochaines études porteront donc sur des essais interrompus avec observations tomographiques à des paliers intermédiaires. Ceci permettra une analyse quantitative de l'évolution de la fissuration au sein des plis adjacents.

Remerciements

L'auteur remercie l'European Society for Composite Materials (ESCM) pour le financement des frais d'inscription à la conférence.

Références

- [1] J. A. Nairn, « Matrix microcracking in composites », in *Comprehensive composite materials. Vol.2, Polymer matrix composites*, Elsevier, 2000, p. 403-432.
- [2] T. Yokozeki, T. Ogasawara, T. Aoki, et T. Ishikawa, « Experimental evaluation of gas permeability through damaged composite laminates for cryogenic tank », *Composites Science and Technology*, vol. 69, n° 9, p. 1334-1340, 2009.
- [3] H. Saito, H. Takeuchi, et I. Kimpura, « Experimental Evaluation of the Damage Growth Restraining in 90° Layer of Thin-ply CFRP Cross-ply Laminates », *Advanced Composite Materials*, vol. 21, n° 1, p. 57-66, 2012.
- [4] A. Parvizi, K. W. Garrett, et J. E. Bailey, « Constrained cracking in glass fibre-reinforced epoxy cross-ply laminates », *J Mater Sci*, vol. 13, n° 1, p. 195-201, 1978.
- [5] D. L. Flaggs et M. H. Kural, « Experimental Determination of the In Situ Transverse Lamina Strength in Graphite/Epoxy Laminates », *Journal of Composite Materials*, vol. 16, n° 2, p. 103-116, 1982.
- [6] S. Kobayashi, N. Takeda, S. Ogihara, et A. Kobayashi, « Effects of Stacking Sequence on the Transverse Cracking in Quasi-Isotropic Interleaved CFRP Laminates », *Proceedings of the 12th International Conference on Composite Materials*.
- [7] T. Yokozeki, T. Aoki, T. Ogasawara, et T. Ishikawa, « Effects of layup angle and ply thickness on matrix crack interaction in contiguous plies of composite laminates », *Compos Part A Appl Sci Manuf*, vol. 36, n° 9, p. 1229-1235, 2005.
- [8] J. Vereecke, « Vers une conception optimale des réservoirs composites pour le stockage cryogénique », Thèse de doctorat, Université Bordeaux, Bordeaux, France, 2024.
- [9] F. Laurin, A. Mavel, P. Paulmier, J.-M. Garcia, et M. Herman, « Experimental and numerical study on the transverse cracking in a composite material with a thermoplastic matrix », *Proceedings of the 20th European Conference on Composite Materials - Composites Meet Sustainability*, vol. (Vol 1-6), 2022.
- [10] D. M. Grogan, S. B. Leen, C. O. A. Semprinoschnig, et C. M. Ó Brádaigh, « Damage characterisation of cryogenically cycled carbon fibre/PEEK laminates », *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 66, p. 237-250, 2014.
- [11] H. Laeuffer, « Caractérisation et modélisation des réseaux de fissures pour la prédiction de la perméabilité des réservoirs composites stratifiés sans liner », Thèse de doctorat, Arts et Metiers ParisTech, Bordeaux, France, 2017.

- [12] C. Huchette, « Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés », Thèse de doctorat, Université Paris 6, Université Paris 6, 2005.
- [13] D. Leguillon, « Strength or toughness? A criterion for crack onset at a notch », *European Journal of Mechanics - A/Solids*, vol. 21, n° 1, p. 61-72, janv. 2002.
- [14] M. Nicol, « Compréhension et modélisation de l'influence de l'ordre d'empilement sur les scénarios d'endommagement dans des composites stratifiés de plis unidirectionnels », Université Paris Saclay, 2023.