



HAL
open science

Rupture translaminaire à haute température en traction et en compression de stratifiés thermoplastiques à plis tissés

Juan Daniel Pujols Gonzalez, Benoît Vieille, Christophe Bouvet

► To cite this version:

Juan Daniel Pujols Gonzalez, Benoît Vieille, Christophe Bouvet. Rupture translaminaire à haute température en traction et en compression de stratifiés thermoplastiques à plis tissés. 21ème Journées Nationales sur les Composites, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers (ENSAM) - Bordeaux, Jul 2019, Bordeaux, Talence, France. hal-02420780

HAL Id: hal-02420780

<https://hal.science/hal-02420780>

Submitted on 20 Dec 2019

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.

Rupture translaminaire à haute température en traction et en compression de stratifiés thermoplastiques à plis tissés

High temperature translaminar fracture in tension and in compression of woven-ply thermoplastic laminates

Juan Daniel PUJOLS GONZÁLEZ¹, Benoit VIEILLE¹ et Christophe BOUVET²

1 : INSA Rouen Normandie, Groupe de Physique des Matériaux (UMR CNRS 6634), Equipe ERMECA
76801 St Etienne du Rouvray, France
e-mail : juan-daniel.pujols_gonzalez@insa-rouen.fr et benoit.vieille@insa-rouen.fr

2 : Université de Toulouse, Institut Clément Ader (UMR CNRS 5312), ISAE-SUPAERO
10 av. E. Belin, 31055 Toulouse cedex 4, France
e-mail : christophe.bouvet@isae.fr

Résumé

Le comportement en rupture translaminaire de trois composites stratifiés, à matrice thermoplastique PEEK renforcée par un tissu de fibres de carbone obtenus par thermo-compression, a été étudié au moyen d'essais Compact Tension (CT) et Compact Compression (CC). Un stratifié orthotrope et deux stratifiés quasi-isotropes ont été testés à température ambiante (TA) et à 150°C (i.e. pour une température légèrement plus élevée que la température de transition vitreuse, T_g), afin d'évaluer l'influence de la séquence d'empilement et de la température sur les mécanismes d'endommagement. Les essais de type CT montrent que l'influence de la température sur la réponse mécanique globale reste faible. Au contraire, les essais de type CC révèlent une diminution de la résistance mécanique et une augmentation du comportement ductile global. Avec la mise en œuvre d'une technique de corrélation d'images numériques 2D et l'implémentation d'un algorithme basé sur l'indicateur sigma (intervalle de confiance dans la zone d'intérêt), la propagation de la fissure a été mesurée lors de chargement, puis les courbes G-R ont été obtenues à partir de la méthode de la compliance.

Abstract

The translaminar fracture behavior of three composite laminates, based on thermoplastic matrix PEEK reinforced by a woven carbon fibers obtained by consolidation process, has been studied by means of Compact Tension (CT) and Compact Compression (CC) tests. An orthotropic laminate and two quasi-isotropic laminates, have been tested at room temperature (RT) and at 150°C (i.e. for a temperature slightly higher than the glass transition temperature, T_g), with the purpose of evaluation the influence of the stacking sequence and the temperature on the damage mechanisms. The CT type tests show that the temperature influence on the overall mechanical response remains low. In contrast, the CC type tests reveal a diminution in the mechanical resistance and an augmentation in the global ductile behavior. By means of the 2D Digital Image Correlation and the implementation of a algorithm based on the sigma indicator (confidence interval in the area of interest), the crack propagation was measured during loading, then the G-R curves have been obtained from the compliance method.

Mots Clés : rupture translaminaire, stratifié tissé, thermoplastique, haute température, corrélation d'images numériques
Keywords: translaminar fracture, woven-ply laminate, thermoplastic, high temperature, Digital Image Correlation

1. Introduction

La généralisation des composites à matrice organique dans de nombreux secteurs industriels s'est confrontée à la compréhension et à la quantification des mécanismes de rupture au sein de matériaux dont le comportement est fortement hétérogène et anisotrope. En outre, dans le domaine aéronautique, ils peuvent être soumis à différentes chargements mécaniques, mais aussi à différentes conditions environnementales (température, humidité...).

Parmi les principaux modes d'endommagement, la rupture de fibres en traction ou en compression est la moins étudiée comparativement au délaminage. Ces différents mécanismes d'endommagement se traduisent par le développement d'une « Fracture Process Zone » (FPZ) dans les régions où le matériau est soumis à de fortes concentrations de contraintes, i.e. proche des trous, des entailles, ou des défauts de fabrication [1]. En fonction des matériaux constitutifs, et de la séquence d'empilement, les composites stratifiés sont généralement caractérisés par trois modes principaux de rupture : rupture interlaminaire, rupture intralaminaire et rupture translaminaire ; ces modes peuvent être observés à différentes échelles : échelle microscopique (interaction fibre/résine), échelle mésoscopique (pli du stratifié) et échelle macroscopique (stratifié). La rupture translaminaire intervient à l'échelle mésoscopique, avec la rupture de torons de fibres. On distingue deux modes de rupture translaminaire dans les stratifiés à renfort fibreux : la rupture de fibres en traction et la rupture de fibres en compression [2-3].

La plupart des études consacrées à la rupture translaminaire en mode I (ouverture) des stratifiés multidirectionnels sont basées sur la quantification de la ténacité des stratifiés unidirectionnels ou tissés [3-4]. La ténacité joue en effet un rôle fondamental dans la tolérance aux dommages d'une structure composite. Elle dépend de la séquence d'empilement du stratifié, mais également des conditions de chargement. La norme ASTM-E1922 fournit des préconisations sur la géométrie des éprouvettes pour étudier la ténacité translaminaire des matériaux composites (« Eccentrically loaded Single-Edge-notch Tensile » - éprouvettes ESET), mais l'utilisation des normes issues des matériaux métalliques est largement rependue pour les matériaux composites [5]. La croissance des dommages peut être caractérisée par la courbe de résistance ; laquelle représente l'évolution du taux de restitution d'énergie critique en fonction de la longueur de fissure macroscopique. Il est donc nécessaire d'induire une croissance stable de la fissure, au moyen d'une géométrie spécifique des éprouvettes : « Compact Tension/Compression » (CT/CC) [4], flexion trois/quatre points [2] et ESET [6].

Le comportement des Composites à Matrix Polymère (CMP) est également caractérisé par une dépendance à la température. De nombreuses études ont été réalisées quant à l'influence de températures élevées sur la rupture interlaminaire sur des stratifiés thermoplastiques unidirectionnels [7] et tissés [8], mais peu de références s'intéressent à la rupture translaminaire de stratifiés thermodurcissables [9] et quasiment aucun travaux ne traite des stratifiés thermoplastiques à plis tissés.

Les travaux présentés dans cette étude portent sur la caractérisation expérimentale de la rupture translaminaire de trois stratifiés thermoplastiques renforcés par des fibres de carbone. En utilisant des éprouvettes CT et CC pour induire la rupture translaminaire en traction et en compression, ces trois stratifiés ont été testés à température ambiante (TA) et à 150°C lorsque la ténacité de la matrice est amplifiée. L'objectif de cette étude est ainsi d'analyser l'influence de la séquence d'empilement et de la température sur le comportement en rupture de fibres en mode I en traction et en compression ; cela passe notamment par la mesure du taux de restitution d'énergie critique pendant l'initiation et la propagation de la fissure. L'observation des zones endommagées et l'analyse des différents mécanismes d'endommagement post-mortem permettent ainsi de quantifier la tolérance aux dommages lorsque la rupture translaminaire est prépondérante.

2. Matériaux et description des éprouvettes

2.1 Matériaux

Les plaques stratifiées utilisées dans cette étude sont obtenues par thermo-compression. Elles sont constituées d'une matrice thermoplastique PEEK renforcée par un tissu de fibres de carbone continues (Tenax®-E HTA40 3K), selon un motif satin 5. L'épaisseur moyenne du pli est 0.31 mm.

Trois types de stratifiés tissés sont testés, un stratifié orthotrope de huit plis $[(0/90)]_8$ (C8/PEEK) et deux stratifiés quasi-isotropes : $[(0/90),(\pm 45),(0/90),(\pm 45),(0/90),(\pm 45),(0/90)]$ (C7/PEEK) et $[(0/90),(\pm 45),(0/90),(\pm 45),(0/90),(\pm 45),(0/90)]_S$ possédant deux plis externes de tissu de verre (satin de 5) et matrice PEEK (CV/PEEK). Le tissu de verre en surface $[(0/90)]_V$ de 0.08 mm d'épaisseur est utilisé comme protection contre la corrosion.

2.2 Description des éprouvettes

Les dimensions des éprouvettes CT et CC ont été choisies en accord avec la norme d'essai ASTM E399-12 [10] (Fig. 1). Les éprouvettes sont découpées par jet d'eau à partir d'une plaque de $600 \times 600 \text{ mm}^2$. La zone entaillée des éprouvettes CC, Fig. 1 (b), a été élargie pour éviter le contact des faces de l'entaille lors de la compression. Les trous de fixation des outils sont réalisés au moyen de forêts carbure. Le rapport entre la longueur de l'entaille initiale et la largeur de l'éprouvette utilisée est $a/w = 0.445$ pour les deux types d'éprouvettes.

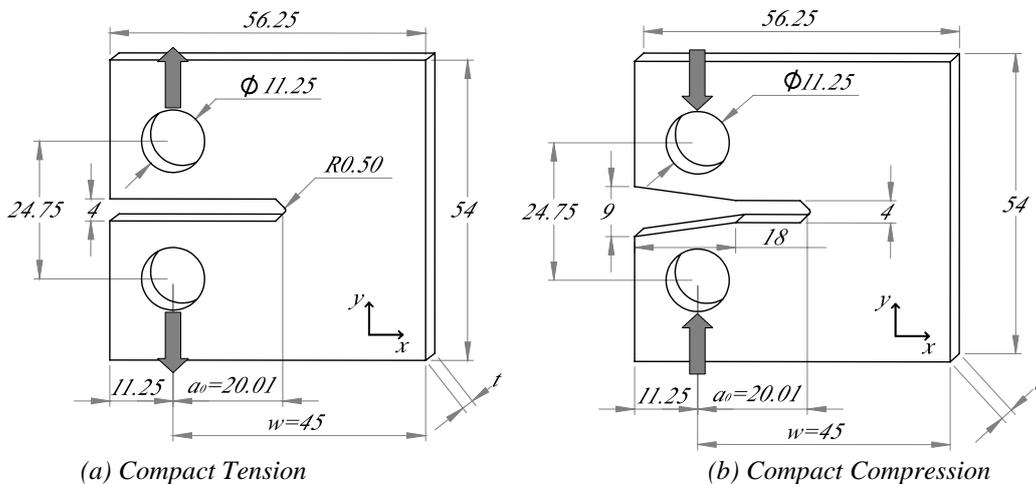


Fig. 1. Dimensions des éprouvettes (mm) pour des essais de rupture translaminaire de fibres (a) en traction et (b) en compression

3. Méthodes et protocoles expérimentaux

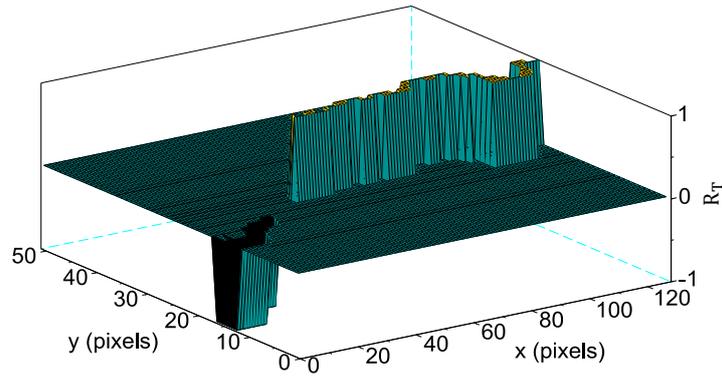
3.1 Essais thermomécaniques

Tous les essais ont été effectués avec une machine de fatigue uniaxiale servo-hydraulique MTS 810 dotée d'une cellule de force de capacité de 100 kN, laquelle est équipée d'une enceinte thermique.

Six éprouvettes ont été testées dans chaque configuration (CT et CC) en déplacement imposé à une vitesse de 1 mm/min à températures ambiante (TA) et à 150°C.

3.2 Mesure de la propagation de fissure via la corrélation d'images numériques (CIN)

Une caméra monochrome à haute vitesse Grasshopper@3 permet d'enregistrer des images numériques lors du chargement thermomécanique. Le logiciel de corrélation d'images numériques VIC-2D a permis d'obtenir le champ de confiance associé au facteur de convolution (indicateur sigma) de chaque motif dans la région d'intérêt. Au moyen d'un algorithme implémenté dans le code Scilab, la pointe de la fissure est localisée via la discontinuité du champ de déplacement produite par la propagation de la fissure. L'identification des zones endommagées et non endommagées dans la région d'intérêt est associée à une fonction R_T , laquelle prend des valeurs $R_T = 0$ pour la zone non endommagée, $R_T = 1$ pour la zone où la rupture de fibres intervient en traction et $R_T = -1$ pour la zone où la rupture de fibres intervient en compression (Fig. 2). Pour les éprouvettes CT, la valeur $R_T = -1$ est liée au micro-flambement.


 Fig. 2. Fonction R_T implémentée sur une éprouvettes CT

4. Evaluation des données

4.1 ASTM-399

Selon la norme ASTM-399 [10], validée pour des matériaux isotropes métalliques, le facteur d'intensité de contrainte critique (ténacité) en mode I (ouverture) est donné par :

$$K_{Ic} = \frac{P_c}{t\sqrt{w}} f(a/w) \quad (\text{Eq. 1})$$

avec

$$f(a/w) = \frac{2 + a/w}{(1 - a/w)^{3/2}} [0,886 + 4,64(a/w) - 13,32(a/w)^2 + 14,72(a/w)^3 - 5,6(a/w)^4]$$

où P_c est la charge critique qui provoque l'initiation de la fissure, t est l'épaisseur de l'éprouvette, w est la dimension de la ligne de charge au bord droit de l'éprouvette (Fig. 1), a est la longueur de fissure, dont la valeur initiale est a_0 et $f(a/w)$ est une fonction de correction géométrique pour une éprouvette de largeur finie. Le taux de restitution d'énergie critique peut ensuite être calculé à partir de K_{Ic} [11-12] :

$$G_{Ic}^{lam} = C_I K_{Ic}^2 \quad (\text{Eq. 2})$$

où C_I est le coefficient élastique orthotrope pour des conditions des contraintes planes défini par :

$$C_I = \sqrt{\frac{1}{2E_x E_y}} \sqrt{\frac{E_x}{E_y} - \nu_{xy} + \frac{E_x}{2G_{xy}}}$$

où E_x, E_y, G_{xy} et ν_{xy} sont respectivement les rigidités dans les directions x et y (Fig. 1), le module de cisaillement et le coefficient de Poisson du stratifié.

4.2 Méthode de la compliance

La méthode de la compliance est utilisée pour calculer le taux de restitution d'énergie critique à partir de la courbe force-déplacement pendant l'initiation et la propagation de la fissure en utilisant l'évolution de la compliance, $C = d/p$:

$$G_I^{lam} = \frac{P_c^2}{2t} \left(\frac{dC}{da} \right) \quad (\text{Eq. 3})$$

5. Résultats et discussion

5.1 Réponse thermomécanique

Afin de pouvoir comparer les réponses thermomécaniques des stratifiés étudiés (qui présentent des épaisseurs différents), la force a été normalisée en fonction de l'épaisseur.

5.1.1 Essais de traction

La propagation de la fissure macroscopique peut être identifiée à partir des sauts observés sur les courbes force-déplacement (Fig. 3). La méthode définie dans la section 3.2 permet alors de suivre l'évolution de la longueur de fissure lors de la chute progressive de l'effort au cours de la propagation (Fig. 4).

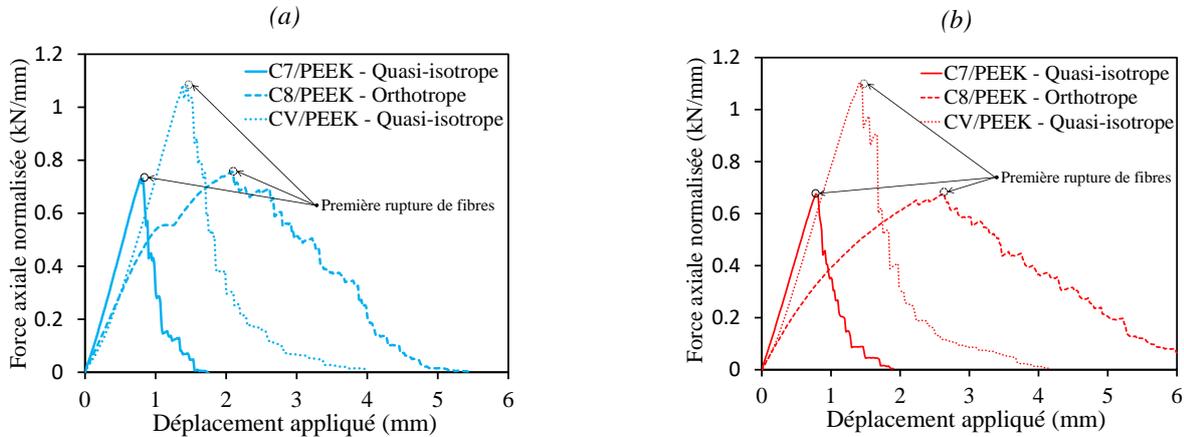


Fig. 3. Réponses macroscopique des différents stratifiés dans le cas d'éprouvettes CT : (a) TA et (b) 150°C.

A partir des courbes de la Fig. 4 (a)-(b), on peut constater que les deux stratifiés quasi-isotropes présentent des réponses macroscopiques similaires avec un effort d'initiation à rupture plus élevé pour le matériau CV/PEEK de 32% à TA et de 39% à 150°C par rapport au C7/PEEK. La non-linéarité importante constatée sur la courbe du C8/PEEK est due à son faible module de cisaillement et à une zone de plasticité importante au niveau des points d'introduction des efforts. Ce dernier point explique également la propagation plus lente de la fissure en comparaison des stratifiés quasi-isotropes.

On constate globalement une influence très faible de la température et ce malgré l'augmentation de la ténacité de la résine à 150°C. L'influence de la température peut également être analysée en examinant les endommagements post-mortem. Les observations macroscopiques de la zone endommagée suggèrent que la ruine des stratifiés quasi-isotropes intervient par rupture translaminaire des fibres en traction à TA. À 150°C, la rupture en compression dans la partie opposée à l'entaille initiale a été observée (voir Fig. 5 (a)). Cette rupture en compression est associée au flambement à l'échelle macroscopique qui peut s'expliquer par l'augmentation significative de la ductilité de la matrice PEEK à $T > T_g$ en dégradant notamment sa résistance en cisaillement.

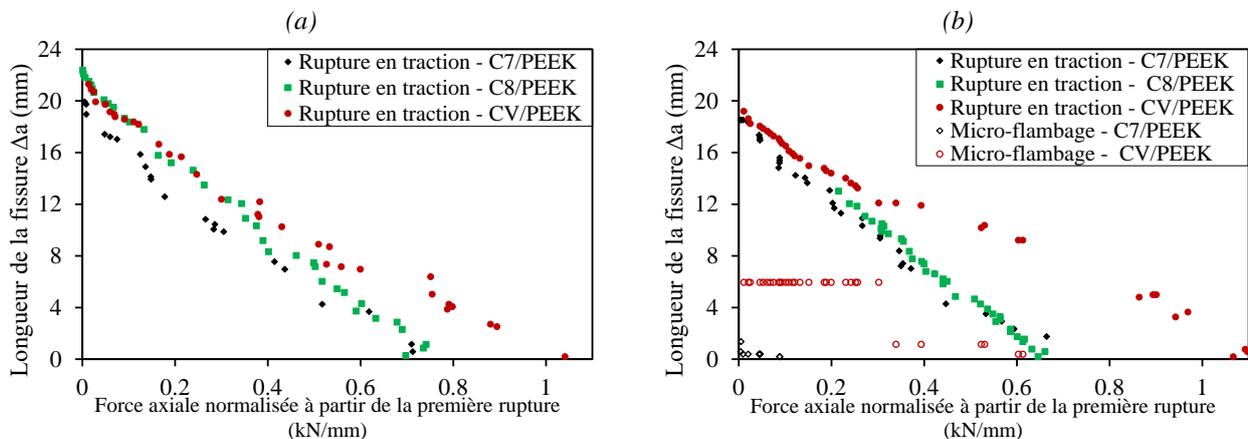


Fig. 4. Évolution de la longueur de fissure macroscopique (basée sur une analyse CIN) lors d'essais CT : (a) TA et (b) 150°C.

Le stratifié orthotrope C8/PEEK présente quant à lui un comportement élastique-ductile (Fig. 3). L'influence de la température reste modérée (de l'ordre du 10% de la force à rupture du premier paquet de fibres), mais elle se traduit par un déplacement hors plan très prononcé nécessitant l'utilisation d'un dispositif anti-flambement. La séquence d'empilement orthotrope favorise une propagation de la fissure très progressive, avec des sauts de longueur de fissure de moins d'un millimètre (Fig. 3 et 4).

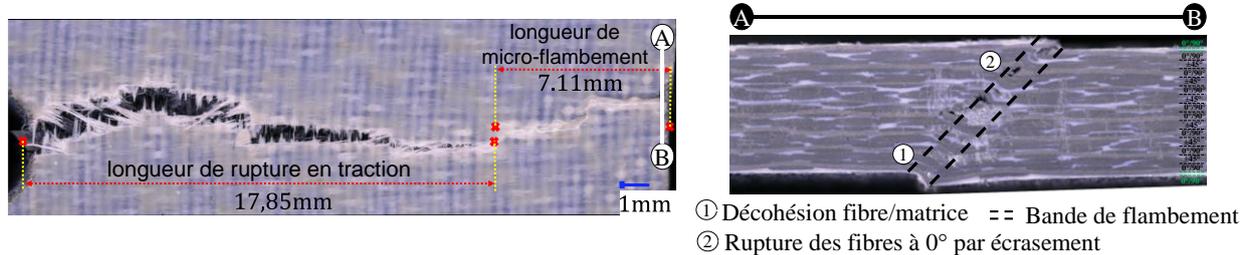


Fig. 5. Observations post-mortem des éprouvettes CT : (a) CV/PEEK à 150°C et (b) C8/PEEK à TA

5.1.2 Essais de compression

Dans les éprouvettes CC, la croissance de la fissure est principalement liée au micro-flambement des plis à 0°, ce que se traduit par la rupture de fibres en compression et à la formation d'une bande de flambement (encore appelée kink-band).

En utilisant le même protocole que pour les éprouvettes CT, la pointe de fissure de la zone endommagée par rupture de fibres en compression a pu être localisée via à l'analyse d'images. Comme il est observé sur la Fig. 7 (a)-(b), la croissance de la fissure a été progressive, et la correspondance entre les augmentations de la longueur de fissure et les sauts observés sur la courbe force-déplacement (Fig. 6) n'est pas évidente. De plus on constate que la première rupture de fibres ne correspond pas à la force maximale, mais que l'effort continue à augmenter un certain temps après cette première rupture. Cela vient du fait que la rupture de fibres en compression est moins brutale qu'en traction, et qu'après rupture en compression une contrainte de talonnage continue à être transmise.

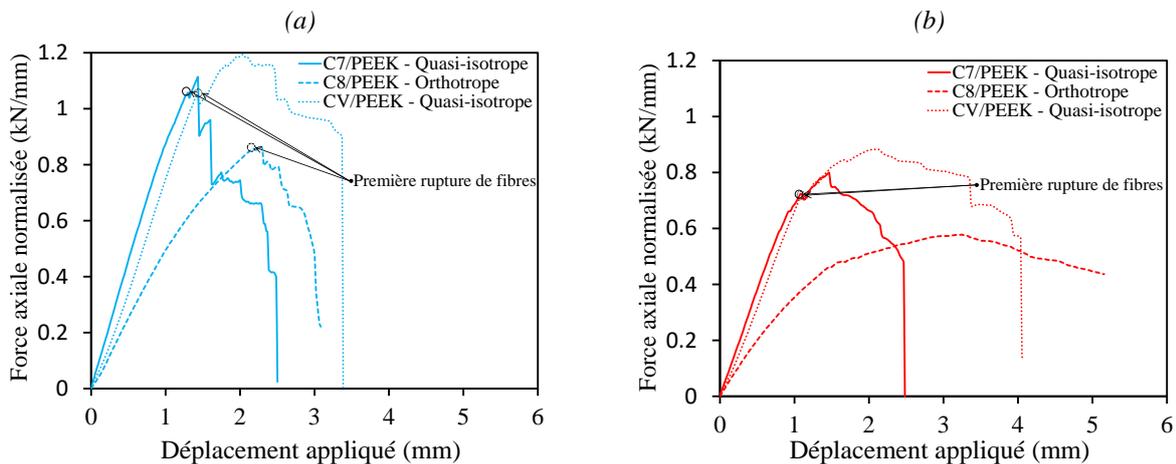


Fig. 6. Réponses macroscopique des différents stratifiés dans le cas d'éprouvettes CC : (a) TA et (b) 150°C

A partir des courbes de la Fig. 6, on peut noter que les stratifiés quasi-isotropes sont encore une fois caractérisés par des réponses macroscopiques similaires. On constate également que la rupture du premier paquet de fibres arrive quasiment au même niveau de la courbe force-déplacement pour les 2 drapages quasi-isotropes. Les plis de verre, ainsi que l'épaisseur plus importante du CV/PEEK, ne semblent donc pas influencer significativement la résistance à l'initiation de la rupture mais retardent la croissance de la fissure.

En compression, l'influence de la température est très marquée avec une chute d'environ 30% de la résistance à l'initiation de la rupture pour les stratifiés quasi-isotropes. A température ambiante, les éprouvettes sont caractérisées par une rupture quasi-fragile qui se traduit par une séparation en deux parties des éprouvettes selon l'axe de la fissure initiale (Fig. 8 (a)) ; cette rupture translaminaire auto-similaire [1] intervient quand la longueur de fissure atteint une valeur critique (Fig. 7 (a)). A 150°C, la rupture des fibres en traction est progressive, la ductilité plus marquée de la matrice PEEK favorise l'écrasement localisé des plis en compression justifiant une rupture ductile. A partir des observations post-mortem des éprouvettes, la zone où les fibres ont cassé en compression peut être évaluée, ainsi que la zone où les fibres ont cassé en traction dans la partie opposée à l'entaille initiale (Fig. 8 (b)). La Fig. 8 (a) montre le faciès de rupture post-mortem d'une éprouvette CC à TA qui a cassé brutalement avec une séparation en deux parties ; on distingue facilement la zone où les fibres ont cassé en compression de la zone où les fibres ont cassé en traction.

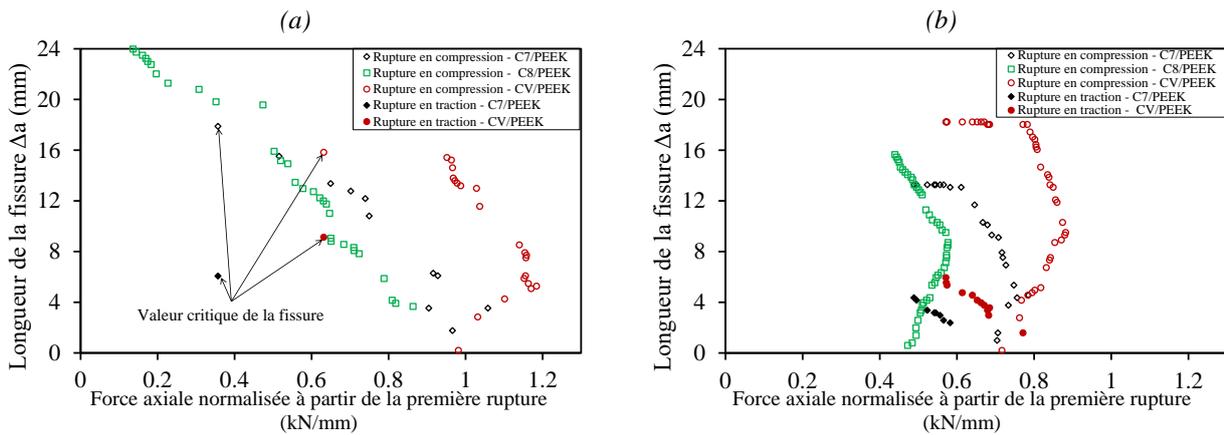


Fig. 7. Quantification de la rupture des fibres pendant des essais CC en utilisant la CIN : (a) TA et (b) 150°C.

A température ambiante, le stratifié orthotrope C8/PEEK ne présente pas de rupture de fibres en traction ; les fibres cassent toutes en compression. Ceci peut s'expliquer par l'absence de plis à $\pm 45^\circ$ qui contribuent à retarder la formation de la bande de flambement. L'influence de la température est similaire par rapport aux stratifiés quasi-isotropes avec un abattement d'environ 26% de la résistance mécanique (Fig. 6). A 150°C, le stratifié orthotrope est caractérisé par une rupture ductile ; cette rupture translaminaire est associée à une rupture en compression des fibres consécutive à la formation d'une bande de flambement.

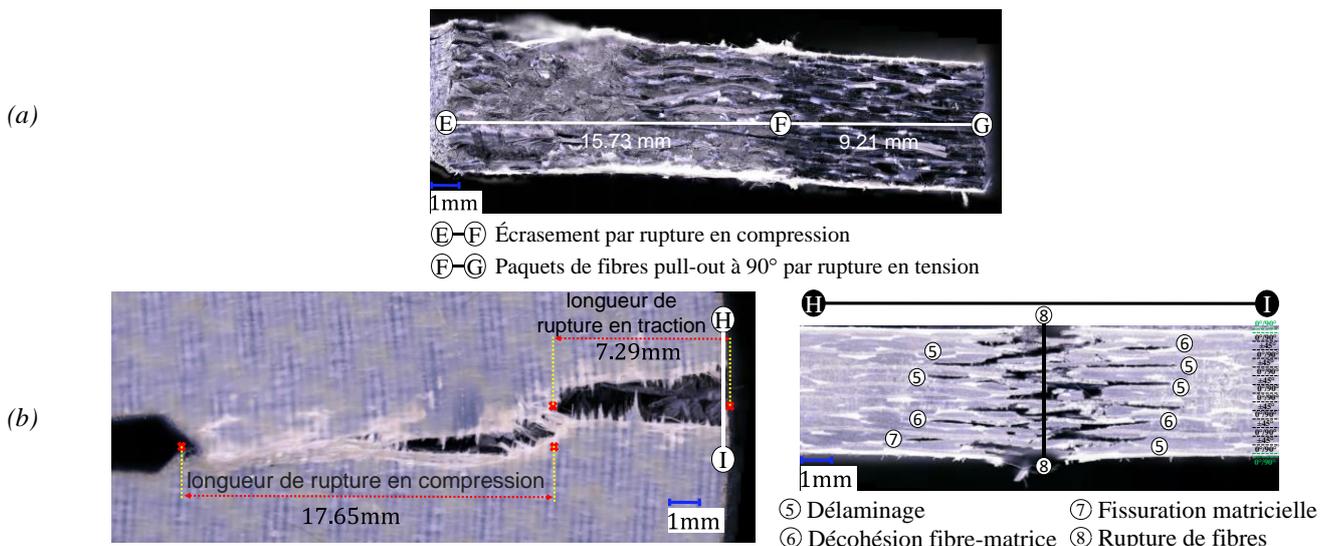


Fig. 8. Observations post-mortem des éprouvettes CT : (a) Faciès de rupture CV/PEEK à TA et (b) CV/PEEK à 150°C

5.2 Evaluation du taux de restitution d'énergie

La résistance d'un stratifié à l'initiation et à la propagation de fissure translaminaire peut être caractérisée par une courbe de résistance, appelée courbe-R. Le premier point de la courbe-R peut être défini comme le taux de restitution d'énergie critique lié à l'initiation de la fissure G_I^{init} , tandis que les valeurs de propagation G_I^{prop} tendent vers une asymptote. La norme ASTM-399 est appliquée ici pour déterminer la valeur du taux de restitution critique d'initiation (Tab. 2 et Tab. 3).

5.2.1 Essais de traction

Les courbes-R obtenues pour les trois stratifiés sont représentées Fig. 9. Aucune valeur n'a été prise pour une longueur de fissure supérieure à 12 mm en raison de la proximité de la pointe de fissure au bord opposé de l'éprouvette. En accord avec l'analyse proposée dans la section 5.1.1, les éprouvettes CT peuvent mettre en jeu différents mécanismes de rupture lors de la croissance de la fissure en fonction des conditions de température.

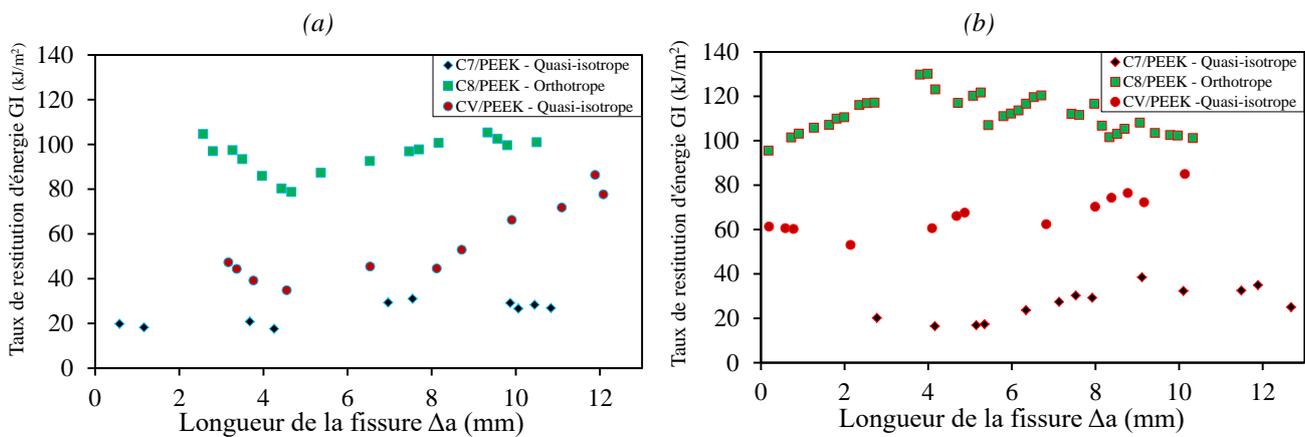


Fig. 9. Courbes-R obtenues avec la méthode de la compliance à partir des éprouvettes CC : (a) TA et (b) 150°C

La méthode de la compliance permet quant à elle de suivre globalement l'évaluation du taux de restitution d'énergie critique lors de la propagation de fissure (Fig. 9). Les valeurs du $G_I^{C,Trac}$ d'initiation déterminées à partir de la norme ASTM-399 pour les matériaux isotropes semble adaptée pour les stratifiés tissés quasi-isotropes ; la différence avec la méthode de la compliance reste en effet faible (Tab. 2). Pour le stratifié orthotrope C8/PEEK, le $G_I^{C,Trac}$ d'initiation moyen calculé à partir de la norme ASTM-399 donne une valeur à TA de 26.6 kJ/m² contre 109.5 kJ/m² avec la méthode de la compliance. On peut logiquement déduire que la norme ASTM-399 ne peut pas être appliquée à des stratifiés fortement orthotropes.

	Méthode d'évaluation des données	Taux de restitution d'énergie critique à l'initiation (kJ/m²) - Traction		Influence de la température (%)
		TA	150°C	
C7/PEEK	Compliance - ASTM	20.9	19.2	-7.7
C8/PEEK	Compliance	109.5	107.4	-2.0
CV/PEEK	Compliance - ASTM	44.5	47.8	7.5

Tab. 2. Influence de la température sur le taux de restitution d'énergie critique en traction à l'initiation.

On constate Fig. 9 que toutes les courbes-R tendent à converger pour des propagations supérieures à environ 4 à 10 mm selon les cas. Pour les stratifié quasi-isotropes, on constate que l'augmentation de l'épaisseur implique une augmentation importante du $G_I^{C,Trac}$ d'initiation et de propagation (Tab. 2). On peut en effet raisonnablement penser que la présence de deux plis de verre-PEEK reste négligeable par rapport à la proportion de plis carbone-PEEK du stratifié CV/PEEK.

La température contribue à diminuer faiblement (7.7%) la ténacité translaminaire du stratifié C7/PEEK à l'initiation, contrairement à ce qui est observé pour le stratifié CV/PEEK avec une augmentation du même ordre. A 150°C, le $G_I^{C,Trac}$ de propagation du C8/PEEK augmente d'environ 20%.

Globalement le stratifié orthotrope C8/PEEK présente une ténacité en rupture translaminaire en traction très importante comparé aux stratifiés quasi-isotropes. Cette résistance importante à la propagation de fissure en traction s'accompagne d'une non-linéarité plus importante (Fig. 6). Ceci pourrait être dû à son faible module de cisaillement et à une zone de plasticité importante au niveau des points d'introduction des efforts, induisant ainsi des dissipations d'énergie qui viennent s'ajouter à ceux dus à la propagation de la fissure. Ceci remet néanmoins en cause le calcul du taux de restitution d'énergie critique à partir d'un calcul global à l'aide de la courbe effort-déplacement, et devra être confirmé à l'aide d'un calcul local de type intégral J ou thermographie infrarouge.

5.2.2 Essais de compression

Pour ce cas, les courbes-R ont été obtenues pour des valeurs de croissance de la fissure jusqu'à environ 17 mm (Fig. 10).

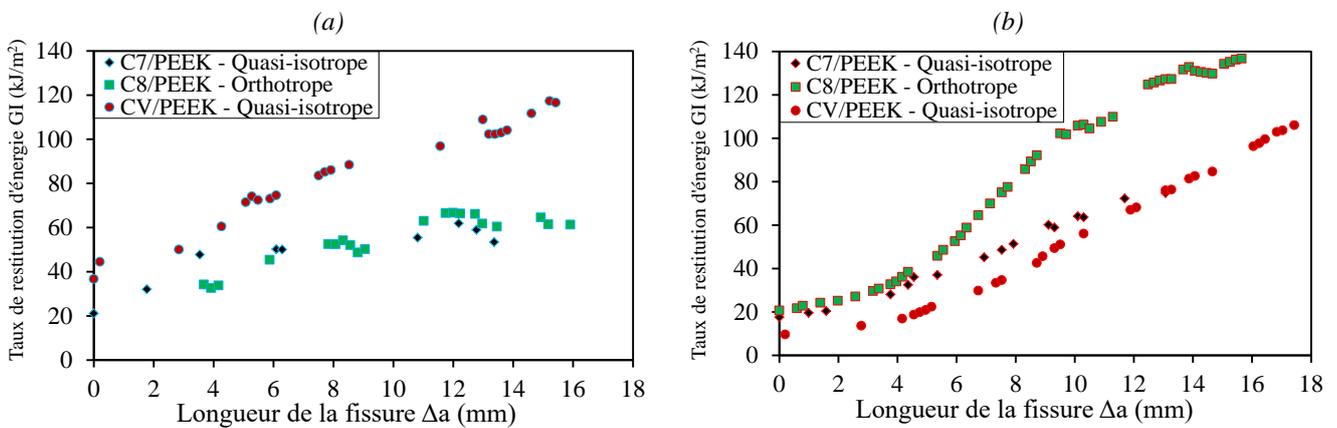


Fig. 10. Courbe-R obtenues avec la méthode de la compliance à partir des éprouvettes CC : (a) TA et (b) 150°C

Une tendance à l'augmentation de $G_I^{C,Comp}$ de propagation est observée pour les trois stratifiés en compression. Cette évolution provient du fait qu'après rupture en compression sous la forme d'une kink-band, une contrainte de talonnage continue à être transmise (contrairement au cas d'une rupture en traction). Ainsi l'évolution du taux de restitution d'énergie critique lors de la formation de la bande de flambement ne décrit pas avec précision l'énergie absorbée, puisque d'autres modes d'endommagement sont présents notamment l'écrasement des fibres ou le délaminage. Les valeurs à l'initiation semblent être la meilleure mesure du taux de restitution d'énergie critique associé avec la formation de la bande de flambement.

	Méthode d'évaluation des données	Taux de restitution d'énergie à l'initiation (kJ/m²) - Compression		Influence de la température (%)
		TA	150°C	
C7/PEEK	Compliance - ASTM	36.3	22.3	38.6
C8/PEEK	Compliance	34.0	20.5	39.7
CV/PEEK	Compliance - ASTM	50.5	29.7	41.2

Tab. 2. Influence de la température sur le taux de restitution d'énergie critique en compression à l'initiation.

L'influence de la température est très similaire (environ 40%) sur tous les stratifiés étudiés suggérant qu'une température d'essai $T > T_g$ contribue à favoriser la formation de bandes de flambement plastique en compression en raison d'une ductilité accrue de la matrice PEEK.

6. Conclusion

Dans cette étude des éprouvettes Compact Tension et Compact Compression ont été utilisées afin d'étudier la rupture translaminaire sur trois stratifiés thermoplastiques tissés de fibres de carbone. Des essais à température ambiante et à 150°C ont été réalisés afin d'étudier les effets de la température lorsque la ductilité de la matrice PEEK était amplifiée.

Les essais sur les éprouvettes CT ont montré que la rupture de fibres en traction était prédominante, mais que la présence d'une zone de concentration de contraintes de compression dans le bord opposé à la fissure initiale induisait l'apparition d'une fissure translaminaire de compression.

Les essais en compression ont montré que la rupture de fibres en compression était liée à la propagation d'une bande de flambement et à l'écrasement de fibres. La diminution de la performance mécanique due à la température est plus sévère en compression qu'en traction. L'évaluation de la ténacité à partir de la norme ASTM-399 s'est montré pertinente pour les stratifiés tissés quasi-isotropes ; au contraire, elle semble ne pas être cohérente pour les stratifiés fortement orthotropes. En traction, les courbes-R tendent à converger vers une asymptote à partir de 4 mm de longueur de fissure, alors qu'en compression les courbes-R ont une tendance à l'augmentation. Le taux de restitution d'énergie critique en traction est peu affecté par la température, alors qu'en compression on observe une chute très prononcée.

Références

- [1] Jones, R. M., & Bert, C. W. (1975). Mechanics of composite materials.
- [2] Vieille, B., Gonzalez, J. D., & Bouvet, C. (2018). Fracture mechanics of hybrid composites with ductile matrix and brittle fibers: Influence of temperature and constraint effect. *Journal of Composite Materials*, 0021998318802613.
- [3] Pinho, S. T., Robinson, P., & Iannucci, L. (2006). Fracture toughness of the tensile and compressive fibre failure modes in laminated composites. *Composites science and technology*, 66(13), 2069-2079.
- [4] Ortega, A., Maimí, P., González, E. V., de Aja, J. S., de la Escalera, F. M., & Cruz, P. (2017). Translaminar fracture toughness of interply hybrid laminates under tensile and compressive loads. *Composites Science and Technology*, 143, 1-12.
- [5] Laffan, M. J., Pinho, S. T., Robinson, P., & McMillan, A. J. (2012). Translaminar fracture toughness testing of composites: A review. *Polymer testing*, 31(3), 481-489.
- [6] Tretyakov, M. P., & Wildemann, V. E. (2017). Stable crack growth in composite laminates under various stiffness of the loading system. *Procedia Structural Integrity*, 5, 233-238.
- [7] Coronado, P., Argüelles, A., Viña, J., Mollón, V., & Viña, I. (2012). Influence of temperature on a carbon-fibre epoxy composite subjected to static and fatigue loading under mode-I delamination. *International Journal of Solids and Structures*, 49(21), 2934-2940.
- [8] Kim, K. Y., Ye, L., & Phoa, K. M. (2004). Interlaminar fracture toughness of CF/PEI and GF/PEI composites at elevated temperatures. *Applied Composite Materials*, 11(3), 173-190.
- [9] Lisle, T., Pastor, M. L., Bouvet, C., & Margueres, P. (2017). Damage of woven composite under translaminar cracking tests using infrared thermography. *Composite Structures*, 161, 275-286.
- [10] Standard, A. S. T. M. (2012). E399-12. Standard Test Method for Linear-elastic Plane-strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, PA.
- [11] Liebowitz, H. (1972). Fracture: an advanced treatise. Volume VII. Fracture of nonmetals and composites.
- [12] Tada, H., Paris, P., & Irwin, G. (2000). The analysis of cracks handbook. New York: ASME Press, 2, 1.