



HAL
open science

Caractérisation de l'endommagement des matériaux Composites à Matrice Céramique tissés 3D sous diverses solllicitations mécaniques

Blanche Legin

► **To cite this version:**

Blanche Legin. Caractérisation de l'endommagement des matériaux Composites à Matrice Céramique tissés 3D sous diverses solllicitations mécaniques. Journées Nationales sur les Composites 2017, École des Ponts ParisTech (ENPC), Jun 2017, 77455 Champs-sur-Marne, France. hal-01623248

HAL Id: hal-01623248

<https://hal.science/hal-01623248>

Submitted on 25 Oct 2017

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.

Caractérisation de l'endommagement des matériaux composites à matrice céramique et à architecture de renforcement tridimensionnelle sous sollicitation de traction

Damage characterization of ceramic matrix composite with 3D reinforcement under tensile loading

Blanche LEGIN^{1,2}, Zoheir ABOURA¹, Florent BOUILLON² et Sébastien Denneulin²

1 : Sorbonne Universités, Université de Technologie de Compiègne
CNRS, UMR 7337 Roberval
Centre de recherche Royallieu
CS 60319, F- 60203 Compiègne Cedex
e-mail : blanche.legin@utc.fr et aboura@utc.fr

2 : Safran Ceramics
F- 33187 Le Haillan
e-mail : florent.bouillon@safrangroup.com et sebastien.denneulin@safrangroup.com

Résumé

Cette étude porte sur le comportement mécanique et les mécanismes d'endommagement des composites SiC/SiC à architecture 3D soumis à une sollicitation de traction. La corrélation d'images numériques, l'émission acoustique et des observations microscopiques sont simultanément utilisées pour caractériser le comportement mécanique et suivre la propagation de l'endommagement au cours de la sollicitation. Ces techniques expérimentales montrent d'excellentes correspondances pour localiser les endommagements, révéler leurs natures et suivre leurs évolutions. En raison de la nature tridimensionnelle du tissage, le matériau composite SiC/SiC exhibe un comportement hors plan inhabituel pour un essai de traction. Ce motif de tissage particulier induit des mécanismes d'endommagement complexes et joue un rôle dans leur propagation.

Abstract

Mechanical behavior and damage mechanisms of a 3D woven interlock SiC/SiC composites subjected to uniaxial tension were investigated. Digital Image Correlation, Acoustic Emission and microscopic observations were simultaneously used to characterize mechanical behavior and monitor progressive damage. These adequate experimental techniques show a good agreement for locating damage and then estimating damage progress. Experimental data also highlight uncommon out-of-plane and shear strains evolution during tensile loading due to its 3D woven architecture, inducing complex damage mechanisms and thus impacting crack propagation.

Mots Clés : Composite à matrice céramique, endommagement, comportement mécanique, observations microscopiques, émission acoustique

Keywords : Ceramic matrix composite, damage process, mechanical behaviour, microscopic observations, acoustic emission

1. Introduction

Les composites tissés SiC/SiC possèdent d'excellentes propriétés thermomécaniques, ce qui en fait des candidats idéaux pour des applications hautes températures dans l'aéronautique civile. Un large choix de paramètres, tels le tissage, les constituants, le taux volumique de fibres et les procédés de fabrication, influencent la microstructure et donc les propriétés mécaniques et les processus d'endommagement de ces matériaux. L'ensemble de ces aspects doivent être connus pour pouvoir maîtriser les propriétés intrinsèques et par conséquent pour dimensionner et concevoir les pièces avec de tels matériaux.

Le comportement non linéaire des composites à matrice céramique (CMC) reflète l'accumulation des endommagements puis la détérioration progressive des propriétés des constituants jusqu'à la rupture finale [1-3]. Par ailleurs, la technique de suivi par émission acoustique est particulièrement adaptée pour évaluer l'endommagement et suivre la détérioration dans les CMC [4-5]. Les principaux

mécanismes d'endommagement identifiés pour les CMC sont la fissuration matricielle, la décohésion fibre/matrice et les ruptures de fibres. La fissuration matricielle reste toutefois le mécanisme majeur généralement associé à l'apparition des non linéarités correspondantes aux pertes de propriétés à l'échelle macroscopique.

La plupart des études traitant de l'étude des endommagements dans les composites SiC/SiC se concentrent sur des matériaux élaborés par infiltration par voie gazeuse (procédé CVI) avec une architecture de tissage 2D ou 3D [6-8]. Ce procédé de fabrication génère un taux de porosités important dans la matrice, qui se trouvent être des sites d'amorces privilégiés pour les fissurations. Cet article s'intéresse à un composite produit par le procédé melt infiltration (MI), qui offre l'avantage de ne générer qu'un très faible taux de porosités dans la matrice à l'issue de l'élaboration, conduisant à une rigidité plus importante du matériau. Les seuils d'initiation de la fissuration matricielle se produisent donc pour des niveaux de sollicitation plus importants que pour les composites produits par CVI [9]. De plus, le matériau d'étude intègre une structure tridimensionnelle de renfort.

Les tissages 3D sont généralement utilisés pour améliorer les propriétés hors plan et ainsi augmenter les tolérances aux dommages. Ces deux aspects sont en effet essentiels à prendre en compte pour concevoir des pièces structurales soumises à des chargements multiaxiaux. Les renforts tridimensionnels génèrent des processus d'endommagement plus complexes que leurs homologues 2D, et ceux-ci sont moins bien connus. Les observations et l'identification de ces endommagements dans les matériaux CMC sont expérimentalement très difficiles à réaliser. En effet, les composites SiC/SiC n'exposent que de très faibles déformations à rupture, et la matrice se trouve dans un état de contrainte résiduelle de compression [10], ce qui complexifie l'observation des fissures lorsque le matériau est déchargé, car celles-ci se referment totalement, les rendant invisibles.

L'étude proposée dans cet article vise à suivre l'endommagement d'un composite SiC/SiC à renfort tridimensionnel élaboré par le procédé MI. Des chargements cycliques incrémentaux de traction sont appliqués sur le matériau pour évaluer ses propriétés à divers niveaux de sollicitation. Pour mener à bien l'objectif de cette étude, différentes techniques expérimentales de suivi sont simultanément utilisées afin d'affiner la détection, la localisation et les différents étapes dans l'endommagement du matériau. Des observations microscopiques viennent appuyer l'analyse. De plus, l'influence de l'architecture de tissage sur le comportement mécanique est étudiée.

2. Techniques et protocole expérimental

2.1 Matériau d'étude

Le composite SiC/SiC étudié est fabriqué par Safran Ceramics grâce au procédé MI. La préforme fibreuse en carbure de silicium SiC est tissée suivant une architecture tridimensionnelle. Celle-ci est recouverte par une interphase de nitrure de bore BN. Des particules de SiC et du silicium Si sous forme liquide sont finalement infiltrés pour former la matrice.

L'éprouvette étudiée est de forme haltère dont les dimensions dans la zone utile sont 35 mm x 16 mm x 3 mm. Des talons en aluminium sont préalablement collés à la surface de l'éprouvette.

2.2 Protocole expérimental

Un essai de traction est réalisé à température ambiante. L'essai est conduit en pilotant le déplacement traverse fixé à 0,1 mm/min. La machine est équipée d'une cellule de 100 kN. Des cycles de charge/décharge incrémentaux ont régulièrement été appliqués au cours de l'essai jusqu'à la rupture finale du matériau.

2.3 Techniques expérimentales

Le dispositif expérimental utilisé au cours de l'essai mécanique est illustré sur la figure 1. Celui-ci se compose de la stéréo corrélation d'images numériques, de l'émission acoustique et de la vidéo microscopie.

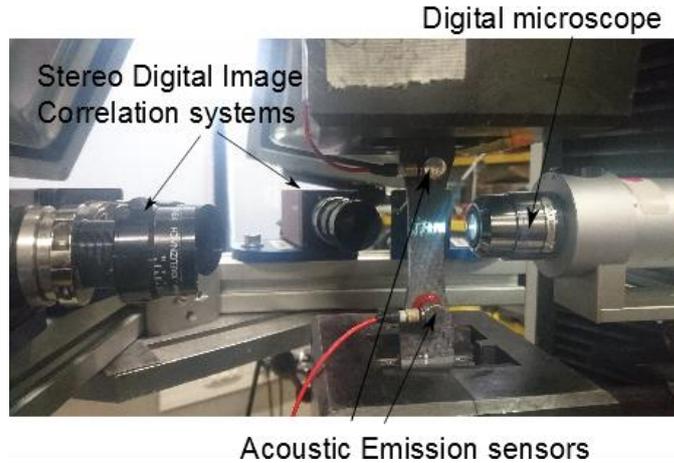


Fig 1. Dispositif expérimental utilisé lors de l'essai de traction.

Deux systèmes de stéréo corrélation sont utilisés. L'un est focalisé sur la face, l'autre sur la tranche de l'éprouvette. Ces deux dispositifs permettent de calculer les déformations longitudinales, transversales et de cisaillement à la fois dans le plan et hors plan, correspondantes aux déformations ε_{11} , ε_{22} , ε_{33} , ε_{12} et ε_{13} . Pour permettre la corrélation, un mouchetis de couleur noire et blanche est préalablement déposé à la surface du matériau au niveau de la zone utile. Les déformations sont calculées par le logiciel VIC 3D (Correlated Solutions) grâce à des jauges virtuelles, puis post-traitées avec le logiciel MATLAB avec des routines personnelles.

Deux capteurs piézoélectriques (micro80, Mistras) sont placés sur la même face de l'éprouvette, de part et d'autre de la zone utile, permettant ainsi une localisation linéaire des signaux suivant l'axe longitudinal de l'éprouvette. Les signaux acoustiques sont enregistrés durant l'ensemble de l'essai. Le seuil d'acquisition des signaux a été fixé à 50 dB afin de filtrer le bruit ambiant. La vitesse de propagation initiale dans le matériau est déterminée par cassés mine avant le début de l'essai. Les données acoustiques enregistrées sont préalablement traitées avec le logiciel Noesis afin de ne conserver que les signaux localisés dans la zone utile. Seuls ces signaux sont conservés pour l'analyse. Il faut noter que la vitesse de propagation dépend de l'état d'endommagement [11]. La vitesse de propagation v est par conséquent corrigée suivant l'équation 1, afin d'aboutir à une meilleure localisation des sources acoustiques.

$$v = v_0 \times \sqrt{\frac{E(t)}{E_0}} \quad (\text{Eq. 1})$$

Où v_0 est la vitesse de propagation dans le matériau non endommagé, $E(t)$ est le module sécant à un temps t , et E_0 est le module d'Young pour le matériau non endommagé.

Un autre paramètre acoustique important résultant de l'énergie du mécanisme source, U_{eq} , est utilisé dans cette étude [12-13]. Pour chaque événement acoustique, U_{eq} est défini comme la racine carrée du produit des énergies individuelles reçues par chacun des deux capteurs, comme montré dans l'équation 2 :

$$U_{eq} = \sqrt{U_1 \times U_2} \quad (\text{Eq. 2})$$

Où U_1 et U_2 sont les énergies enregistrées respectivement par le capteur 1 et 2

En combinant les énergies acoustiques enregistrées par les capteurs, l'effet de l'atténuation du signal due à la distance de propagation est supprimé, et par conséquent U_{eq} ne dépend plus de la localisation de la source.

Pour chaque signal acoustique, le temps, le niveau d'effort et l'énergie acoustique de la source sont accessibles. Dans la suite de l'article, le terme « énergie » fera référence à l'énergie acoustique du mécanisme source.

En raison des contraintes résiduelles de compression qui s'exercent sur la matrice lorsque le matériau est déchargé, refermant ainsi les fissures et rendant par conséquent très difficiles leurs identifications, une méthodologie expérimentale a été développée pour permettre malgré tout l'observation des endommagements.

Les cycles charge/décharge sont régulièrement interrompus pour réaliser un cycle intermédiaire qui inclut une phase de maintien en charge. Durant ce cycle, le niveau de chargement atteint est équivalent au niveau de charge atteint au cycle précédent. Celui-ci est maintenu pendant une durée d'une heure durant lequel des observations microscopiques sont réalisées sur la tranche du matériau. Les observations sont faites le long de la zone utile par l'intermédiaire du vidéo microscope (Hirox) positionné sur une platine réglable dans les trois directions de l'espace. De très nombreuses photos sont prises au cours de chaque maintien. Celles-ci sont ensuite assemblées pour pouvoir reconstruire la surface observée. Le suivi de l'endommagement est ainsi rendu possible grâce aux différentes cartographies réalisées à divers moments du chargement. A l'issue de la phase d'observation, l'éprouvette est totalement déchargée, pour ensuite subir de nouveaux cycles avec incréments de charge.

L'introduction de cycles de chargement au cours de la sollicitation mécanique apporte de nombreuses informations sur l'évolution du comportement et des propriétés [14-16]. L'approche phénoménologique utilisée dans cette étude se base sur la perte de rigidité mesurée sur les boucles d'hystérésis. Le module élastique mesuré à la décharge, E_u , et le module élastique mesuré à la recharge, E_r , sont directement extraits de ces boucles. La déformation résiduelle, ε_0 , est également mesurée à l'issue de chaque phase de chargement.

3. Résultats expérimentaux

3.1 Comportement à l'échelle macroscopique

La courbe de comportement contrainte-déformation avec les boucles d'hystérésis obtenue pour l'essai de traction est illustrée sur la figure 2. Les déformations et les contraintes sont normalisées en les divisant respectivement par les déformations et contraintes maximales. Les boucles d'hystérésis sont décalées de 0,4 sur l'axe des déformations pour augmenter la visibilité. De faibles déformations résiduelles sont mesurées d'après la courbe de comportement obtenue. L'état de contrainte résiduel du composite, indiqué par un cercle sur la figure 2, est estimé à 0,214 selon la méthode proposée par Steen [17] et vérifiée par Mei [18], indiquant que la matrice se trouve dans un état de compression. Cet état explique que les déformations résiduelles mesurées soient très faibles et que les fissures soient très difficilement observables lorsque le matériau est déchargé, car elles se referment.

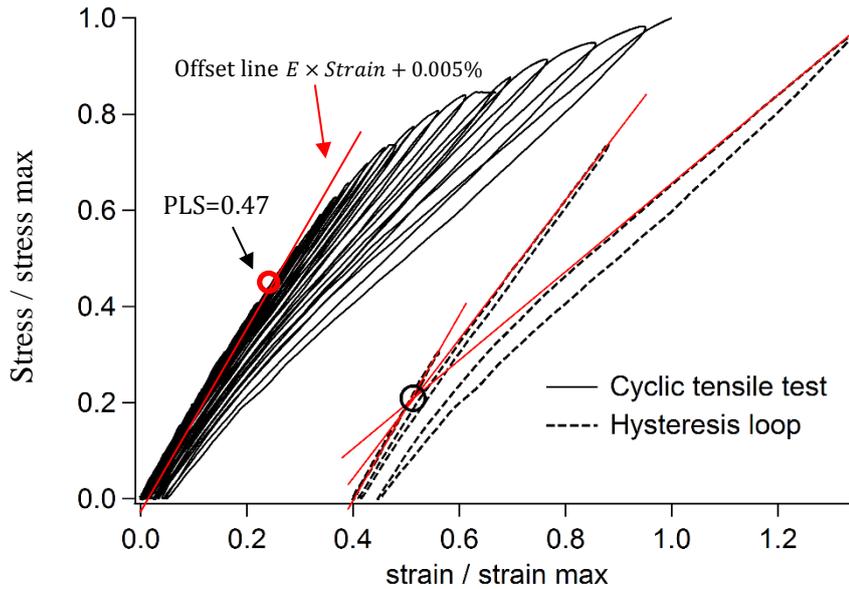


Fig. 2. Courbe de comportement contrainte/déformation obtenue pour l'essai de traction avec les boucles d'hystérésis illustrant la détermination de l'état de contrainte résiduel (cercle noir).

La limite de proportionnalité (PLS) est déterminée graphiquement par l'intersection entre la courbe contrainte/déformation et la droite d'équation $E \times Strain + 0.005\%$, qui sont toutes deux représentées sur la figure 2. La PLS est évaluée à 0,47. Cette limite est considérée comme la contrainte pour laquelle débute la fissuration matricielle à travers l'épaisseur du matériau.

La quantité de fissuration transverse peut être estimée par la technique d'émission acoustique. Selon Morscher [19], l'énergie acoustique cumulée est un indicateur d'endommagement qui peut directement être relié aux nombres de fissures formées dans la matrice. L'activité acoustique représentée par l'énergie acoustique cumulée normalisée en fonction de la contrainte normalisée est illustrée sur la figure 3. La contrainte correspondante au début d'activité acoustique est déterminée graphiquement d'après la méthode décrite dans [20]. Elle est noté « AE onset stress », et est évaluée à 0,47, tout comme la valeur déterminée avec la PLS.

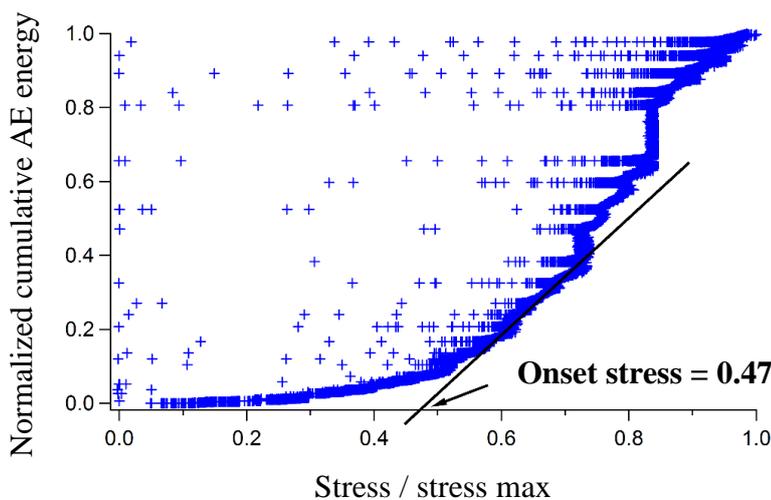


Fig. 3. Activité acoustique durant les cycles charge/ décharge de l'essai de traction.

La figure 4 montre les évolutions de la déformation résiduelle mesurée après les phases de décharge, et des modules normalisés mesurés à la décharge et à la recharge de chaque boucle d'hystérésis en

fonction de la contrainte normalisée, σ/σ_{max} . Les données expérimentales sont ensuite approximées par une fonction polynomiale.

Lorsque le niveau de chargement augmente, les modules élastiques E_u et E_r diminuent, alors que la déformation résiduelle augmente.

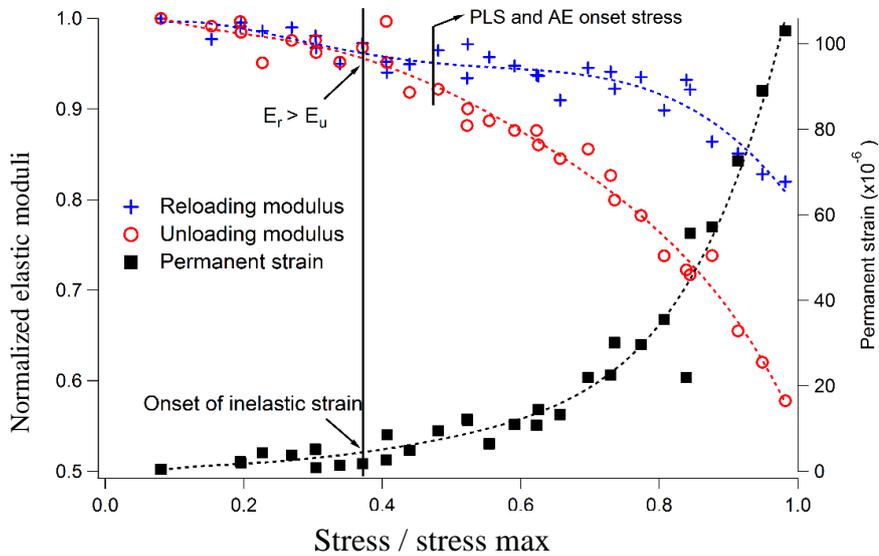


Fig. 4. Evolution des modules normalisés mesurés à la décharge et à la recharge, et des déformations résiduelles au cours de l'essai.

La figure 4 met en avant que pour des contraintes normalisées inférieures à 0,37 les modules élastiques E_u et E_r sont similaires et proches de la rigidité initiale. De plus, les déformations subies par le matériau sont de type élastique car les déformations résiduelles sont nulles. Au-delà de 0,37, les valeurs des modules diffèrent et évoluent, tout comme la forme des boucles d'hystérésis qui commencent à s'ouvrir (Figure 2). Par ailleurs, en fin de décharge, un point d'inflexion est observable sur les boucles d'hystérésis. Ce phénomène s'accroît avec l'augmentation des valeurs des chargements.

Ces modifications dans le comportement coïncident avec la formation des déformations résiduelles, qui apparaissent pour les chargements supérieurs à 0,37 (Figure 2 et 4).

Les événements acoustiques enregistrés pour des niveaux d'effort inférieurs à la limite acoustique « AE onset stress » sont très faibles en énergie. Ces signaux qui apparaissent pour de faibles valeurs de déformation correspondent à la formation des microfissurations dans la matrice, comme expliqué dans la prochaine partie. Ces endommagements ne sont pas assez nombreux pour affecter l'intégrité du matériau à l'échelle macroscopique, comme le montre la réponse quasi-linéaire de la courbe contrainte déformation.

3.2 Localisation des endommagements

La densité cumulée des événements acoustiques localisés entre les capteurs pour chaque niveau de chargement est représentée sur la figure 5. Les limites PLS et AE onset stress, ainsi que les zones correspondantes à la zone utile et à la rupture, sont matérialisées sur la figure 5.

La figure 6 illustre les cartographies des observations microscopiques de la zone utile réalisées au cours de l'essai pour trois niveaux de chargement distincts. Les fissures identifiées sont surlignées par des traits rouges. La zone de rupture finale n'est pas visible sur les observations car elle se situe juste en dehors de la zone utile (Figure 5).

La majorité des signaux enregistrés sont localisés sur deux sites. Le premier se situe dans la zone utile à environ 12 mm du capteur supérieur, le second est identifié à environ 50 mm, soit juste à l'extérieur

de la zone utile. Ce second site privilégié correspond à la zone de rupture finale de l'éprouvette. L'analyse des signaux acoustiques ne traite cependant que ceux localisés dans la zone utile.

Quelques signaux sont localisés dans la partie supérieure de la zone retenue pour des niveaux de sollicitation très faibles inférieurs à σ_{onset} . Ces signaux correspondent aux emplacements des endommagements repérés sur la figure 8a par des flèches noires. Ces signaux acoustiques ne représentent que 8% de la totalité des signaux, et possèdent de très faibles énergies (Figure 3). Ces événements sont le résultat des microfissurations, principalement localisées en bout de torons transverses.

Les observations microscopiques réalisées juste après σ_{onset} (Figure 6b) montrent que des larges fissures matricielles se trouvent dans les zones supérieures et inférieures, ce qui est en excellente correspondance avec la localisation de l'analyse acoustique. Les fissures dans la zone intermédiaire ne sont quant à elles visibles que pour des niveaux de contrainte importants (Figure 6c).

La densité cumulée des signaux acoustiques apporte une bonne correspondance avec l'identification des endommagements en termes de quantité et de localisation.

De plus, comme montré sur la figure 7, les déformations longitudinales ε_{11} calculées sur la face sont principalement concentrées à deux endroits, qui sont les mêmes que ceux préalablement identifiés, où les fissures matricielles s'initient.

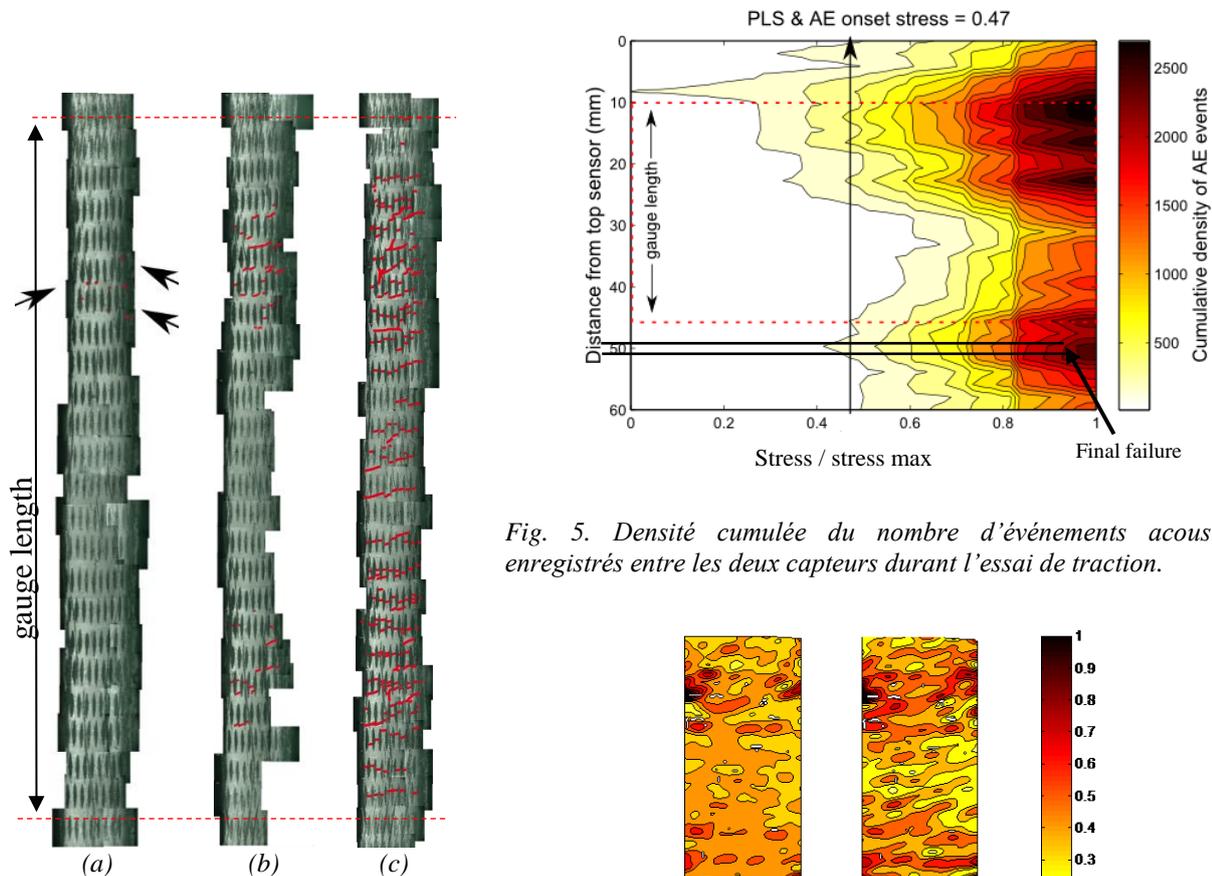


Fig. 5. Densité cumulée du nombre d'événements acoustiques enregistrés entre les deux capteurs durant l'essai de traction.

Fig. 6. Observations microscopiques réalisées pour trois niveaux normalisés de chargement: à 0,303 (a), 0,524 (b), 0,845 (c).

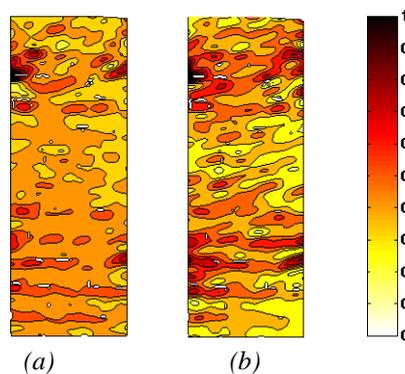


Fig. 7. Champs de déformation longitudinaux calculés sur la face pour deux niveaux de chargement : $\sigma/\sigma_{max} = 0,524$ (a) et 0,845 (b). La déformation est normalisée par la déformation maximale.

3.3 Evolution des déformations transverse, de cisaillement et hors plan

La figure 8 représente l'évolution de toutes les déformations calculées par CIN durant l'essai de traction. Les boucles d'hystérésis sont supprimées pour améliorer la visibilité.

Les valeurs de la déformation longitudinale ϵ_{11} calculée sur la face et sur la tranche indiquent des résultats très proches. Après le domaine élastique, un léger écart entre les deux courbes se produit. Celui-ci est dû aux concentrations de déformation situées sur la gauche du champ CIN de la face, et donc non capturées par les champs CIN de la tranche (Figure 7).

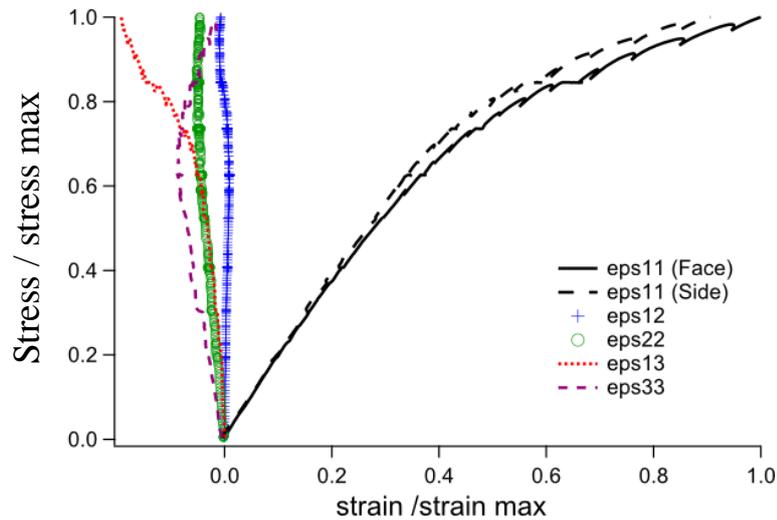


Fig. 8. Evolution de toutes les déformations calculées par CIN. Les boucles d'hystérésis sont supprimées.

L'évolution des déformations transverse, de cisaillement et hors plan sont mis en avant sur la figure 9. Pour les faibles valeurs de contraintes normalisées inférieures à 0,4, la déformation transverse ϵ_{22} et la déformation hors plan ϵ_{33} ont des évolutions linéaires négatives, vérifiant ainsi l'effet Poisson. Une évolution inattendue des déformations de cisaillement transverse ϵ_{13} est captée dès le début de l'essai. Jusqu'à une contrainte normalisée de 0,69, ϵ_{13} reste très modérée, puis au-delà de cette valeur la déformation augmente considérablement. Les autres déformations calculées connaissent également des modifications majeures dans leurs évolutions pour des contraintes normalisées supérieures à 0,69. Le changement le plus important est observé pour la déformation hors plan ϵ_{33} qui voit son évolution devenir positive, correspondant alors à un effet Poisson négatif (Figure 9).

Ce niveau d'effort pour lequel les déformations connaissent des modifications importantes concorde avec le niveau d'effort où les pertes de rigidité à la recharge sont mesurées (Figure 4), mais également avec la présence de larges fissures matricielles dans l'épaisseur du matériau réparties sur toute la zone utile (Figure 6c).

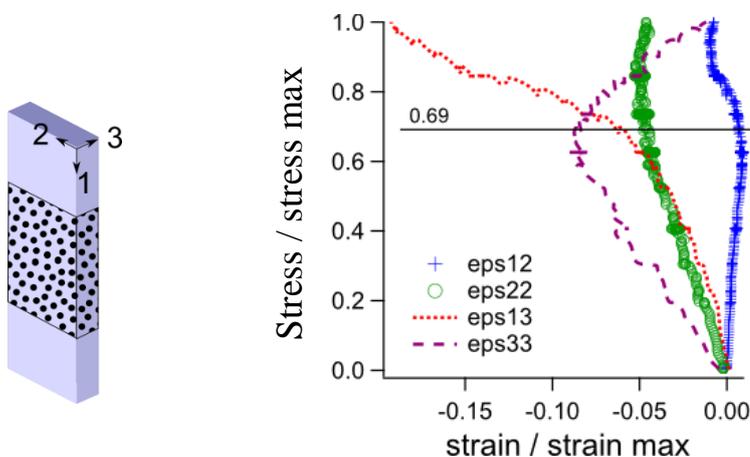


Fig. 9. Zoom sur l'évolution des déformations transverse, de cisaillement et hors plan.

4. Discussion

Les différentes séquences qui composent les plans de tissage du matériau 3D étudié ont une influence sur l'évolution des déformations au-delà du domaine d'élasticité, et plus particulièrement sur les déformations de cisaillement et hors plan. Ce phénomène s'intensifie lorsque les fissures matricielles se multiplient et sont suffisamment développées, libérant ainsi la mobilité du tissage. En raison de la formation des fissures matricielles, la matrice ne peut plus supporter la charge imposée au matériau, ce qui conduit à la baisse de rigidité à l'échelle macroscopique. La charge est alors principalement reprise par le renfort fibreux, qui possède d'avantage de degrés de liberté.

L'influence du tissage se reflète également dans la mesure des déformations résiduelles. En effet, lorsque la fissuration est présente dans le matériau, mais reste très contenue, les fissures se referment parfaitement lors des décharges, et les déformations de cisaillement ε_{12} et ε_{13} sont très faibles. Les déformations résiduelles sont alors nulles. Mais lorsque les endommagements s'intensifient, les déformations résiduelles augmentent également, car les déformations de cisaillement se manifestent ce qui amène une mauvaise refermeture des fissures.

La compréhension du comportement hors plan de ce type de matériau peut être approfondie grâce à une approche de modélisation avec les éléments finis, qui est actuellement en cours. L'intérêt de ce travail est de corrélérer le motif de tissage avec la distribution des déformations, et donc de détecter les sites de potentiels endommagements.

5. Conclusions

Un composite SiC/SiC avec architecture de renfort tridimensionnelle a été testé en traction, et les différentes étapes du scénario d'endommagement ont été étudiées, en s'appuyant sur différentes techniques expérimentales. Une méthodologie a été proposée afin de permettre l'observation, et le suivi des mécanismes d'endommagement, de leurs initiations à la rupture finale du matériau. Les différentes techniques utilisées (la corrélation d'images, l'émission acoustique, et les observations microscopiques) montrent de bonnes correspondances pour localiser et suivre les endommagements.

L'exploitation des boucles d'hystérésis indique que les endommagements s'intensifient dans le matériau au cours de la sollicitation, ce qui est en accord avec les observations microscopiques réalisées. De plus, la cinétique des signaux acoustiques recueillis coïncide avec la réponse mécanique obtenue grâce aux mesures CIN. Par ailleurs, les observations microscopiques apportent la preuve que la limite de proportionnalité « PLS » et la limite acoustique « AE onset stress » sont des indicateurs simples mais efficaces pour déterminer le seuil de fissuration matricielle à travers l'épaisseur du matériau. La localisation effectuée sur les signaux acoustiques s'accorde avec la localisation des endommagements visualisés. Afin d'améliorer la précision de ces résultats et l'identification des mécanismes, une approche incluant de la classification des signaux va être entreprise.

A partir d'un certain niveau d'endommagement, identifié comme le début des larges fissurations matricielles à travers l'épaisseur, la nature tridimensionnelle du tissage joue un rôle important sur la réponse mécanique et sur la propagation des endommagements jusqu'à la rupture finale. Les déformations évoluent de façon inhabituelle pour un essai de traction.

Des recherches complémentaires doivent toutefois être entreprises pour relier l'influence des séquences de tissage à la concentration des endommagements. Pour parvenir à cela, des observations microscopiques sur d'autres plans de tissage ainsi qu'un modèle numérique utilisant les éléments finis pourront être utilisés.

Références

- [1] A. Evans et D. Marshall, «Overview no. 85 The mechanical behavior of ceramic matrix composites,» Acta Metallurgica, vol. 37, n° 110, pp. 2567-2583, 1989.

- [2] J.-M. Domergue, F. E. Heredia et A. G. Evans, «Hysteresis Loops and the Inelastic Deformation of 0/90 Ceramic Matrix Composites,» *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 79, n° 11, pp. 161-170, 1996.
- [3] A. G. Evans, J.-M. Domergue et E. Vagaggini, «Methodology for Relating the Tensile Constitutive Behavior of Ceramic-Matrix Composites to Constituent Properties,» *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 77, n° 16, pp. 1425-1435, 1994.
- [4] M. G. Jenkins, J. P. Piccola et E. Lara-Curzio, «Onset of Cumulative Damage (First Matrix Cracking) and the Effects of Test Parameters on the Tensile Behavior of A Continuous Fibre-Reinforced Ceramic Composite (CFCC),» chez *Fracture Mechanics of Ceramics: Fatigue, Composites, and High-Temperature Behavior*, Boston, MA, Springer US, 1996, pp. 267-282.
- [5] G. N. Morscher et V. V. Pujar, «Design Guidelines for In-Plane Mechanical Properties of SiC Fiber-Reinforced Melt-Infiltrated SiC Composites,» *International Journal of Applied Ceramic Technology*, vol. 6, n° 12, pp. 151-163, 2009.
- [6] G. Camus, L. Guillaumat et S. Baste, «Development of damage in a 2D woven C/SiC composite under mechanical loading: I. Mechanical characterization,» *Composites Science and Technology*, vol. 56, n° 112, pp. 1363-1372, 1996.
- [7] A. Gasser, P. Ladevèze et M. Poss, «9th French National Colloquium on Composite Materials Damage mechanisms of a woven SiC/SiC composite: Modelling and identification,» *Composites Science and Technology*, vol. 56, n° 17, pp. 779-784, 1996.
- [8] X. Aubard, J. Lamon et O. Allix, «Model of the Nonlinear Mechanical Behavior of 2D SiC–SiC Chemical Vapor Infiltration Composites,» *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 77, n° 18, pp. 2118-2126, 1994.
- [9] G. N. Morscher et J. Z. Gyekenyesi, «Room Temperature Tensile Behavior and Damage Accumulation of Hi-Nicalon Reinforced Sic Matrix Composites,» chez *22nd Annual Conference on Composites, Advanced Ceramics, Materials, and Structures: A: Ceramic Engineering and Science Proceedings*, John Wiley & Sons, Inc., 2008, pp. 241-249.
- [10] M. Steen, «Effect of Residual Stresses on the Mechanical Response of Continuous Fibre Reinforced Ceramic Matrix Composites,» chez *Advanced Multilayered and Fibre-Reinforced Composites*, Dordrecht, Springer Netherlands, 1998, pp. 297-309.
- [11] G. N. Morscher et A. L. Gyekenyesi, «The velocity and attenuation of acoustic emission waves in SiC/SiC composites loaded in tension,» *Composites Science and Technology*, vol. 62, n° 19, pp. 1171-1180, 2002.
- [12] E. Racle, N. Godin, P. Reynaud, M. R'Mili, G. Fantozzi, L. Marcin, F. Bouillon et M. Kaminski, «Indicators for the Damage Evolution at Intermediate Temperature Under Air of a SiC/[Si-B-C] Composite Subjected to Cyclic and Static Loading,» chez *Mechanical Properties and Performance of Engineering Ceramics and Composites IX*, John Wiley & Sons, Inc., 2014, pp. 15-26.
- [13] E. Maillet, N. Godin, M. R'Mili, P. Reynaud, J. Lamon et G. Fantozzi, «Analysis of Acoustic Emission energy release during static fatigue tests at intermediate temperatures on Ceramic Matrix Composites: Towards rupture time prediction,» *Composites Science and Technology*, vol. 72, n° 19, pp. 1001-1007, 2012.
- [14] M. Steen et J.-L. Valles, «Unloading-reloading sequences and the analysis of mechanical test results for continuous fiber ceramic composites,» chez *Thermal and mechanical test methods and behavior of continuous-fiber ceramic composites*, ASTM International, 1997.
- [15] E. Vagaggini, J.-M. Domergue et A. G. Evans, «Relationships between Hysteresis Measurements and the Constituent Properties of Ceramic Matrix Composites: I, Theory,» *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 78, n° 110, pp. 2709-2720, 1995.
- [16] J.-M. Domergue, E. Vagaggini et A. G. Evans, «Relationships between Hysteresis Measurements and the Constituent Properties of Ceramic Matrix Composites: II, Experimental Studies on Unidirectional Materials,» *Journal of the American Ceramic Society*, vol. 78, n° 110, pp. 2721-2731, 1995.
- [17] M. Steen, «Tensile mastercurve of ceramic matrix composites: significance and implications for modelling,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 250, n° 12, pp. 241 - 248, 1998.
- [18] H. Mei et L. Cheng, «Comparison of the mechanical hysteresis of carbon/ceramic-matrix composites with different fiber preforms,» *Carbon*, vol. 47, n° 14, pp. 1034-1042, 2009.
- [19] G. N. Morscher, J. Z. Gyekenyesi et R. T. Bhatt, «Damage Accumulation in 2-D Woven SiC/SiC Ceramic Matrix Composites,» chez *Mechanical, Thermal and Environmental Testing and Performance of Ceramic Composites and Components*, ASTM International, 2000.
- [20] G. N. Morscher, «Stress-dependent matrix cracking in 2D woven SiC-fiber reinforced melt-infiltrated SiC matrix composites,» *Composites Science and Technology*, vol. 64, n° 19, pp. 1311-1319, 2004.