



HAL
open science

Influence de défauts de fabrication sur le comportement endommageable de tubes CVI-SiC/SiC élaborés par enroulement filamentaire sous sollicitation de traction cyclée

C Morel, C Lorrette, J Braun, J Lamon, E Baranger

► To cite this version:

C Morel, C Lorrette, J Braun, J Lamon, E Baranger. Influence de défauts de fabrication sur le comportement endommageable de tubes CVI-SiC/SiC élaborés par enroulement filamentaire sous sollicitation de traction cyclée. Journées Nationales sur les Composites (JNC23), Jul 2023, Besançon, France. hal-04187064

HAL Id: hal-04187064

<https://hal.science/hal-04187064>

Submitted on 24 Aug 2023

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.

Influence de défauts de fabrication sur le comportement endommageable de tubes CVI-SiC/SiC élaborés par enroulement filamentaire sous sollicitation de traction cyclée

Influence of manufacturing defects on the damageable behavior of CVI-SiC/SiC filament wounded tubes under cycling tensile loading

C. Morel^{1,2,3}, C. Lorrette², J. Braun⁴, J. Lamon¹, E. Baranger¹

1 : LMPS - Laboratoire de Mécanique Paris-Saclay
Université Paris-Saclay, Centrale Supélec, ENS Paris-Saclay, CNRS
4 av. des Sciences, F-91190 Gif-sur-Yvette

e-mail : claire.morel@ens-paris-saclay.fr, jacques.lamon@ens-paris-saclay.fr et emmanuel.baranger@ens-paris-saclay.fr

2 : Service de Recherches en Matériaux et procédés Avancés
Université Paris-Saclay, CEA, DES
CEA Saclay, F-91191 Gif-sur-Yvette
e-mail : christophe.lorrette@cea.fr

3 : Institut Clément Ader
CNRS UMR 5312
3 Rue Caroline Aigle, F-31400 Toulouse

4 : CEA/DAM, Le Ripault,
BP16, F-37260 Monts
e-mail : braun@lcts.u-bordeaux.fr

Résumé

Les composites SiC/SiC sont des candidats intéressants pour les applications de gaine de combustible dans les réacteurs à eau légère sous pression. Les tubes étudiés ont été fabriqués par enroulement filamentaire. La matrice a été déposée par voie gazeuse via le procédé CVI (*Chemical Vapour Infiltration*). Cet article examine l'influence de défauts à cœur et en surface sur le comportement endommageable des tubes. Des essais de traction-compression cyclique sont ensuite réalisés. L'analyse des cycles de décharge-recharge indique que le glissement interne et l'endommagement dans le direction de traction ne dépendent pas de la couche de *seal coat* mais sont plutôt pilotés par les couches de cœur. Par contre, l'endommagement dans le plan de cisaillement dépend fortement de l'épaisseur de la couche de *seal coat* interne.

Abstract

SiC/SiC composites are attractive candidates for fuel cladding applications in pressurized light-water reactors. In this study, fuel cladding tubes were manufactured by filament winding, and the matrix was deposited by CVI process (Chemical Vapour Infiltration). This article examines the influence of core and surface defects on the damage behavior of the tubes. Cyclic tension-compression tests are then carried out. Analysis of the unloading-reloading cycles shows that internal slip and damage in the tensile direction do not depend on the seal coat thickness but on the core layers. Damage in the shear plane strongly depends on the thickness of the inner seal coat layer.

Mots Clés : Composites à Matrice Céramique (CMC), Propriétés mécaniques, Endommagement, Défauts

Keywords : Ceramic-matrix composite (CMC), Mechanical properties, Damage, Defects

1. Introduction

Les composites à matrice céramique (CMC) SiC/SiC sont des candidats prometteurs pour le gainage des combustibles dans les réacteurs à eau pressurisée en raison de leur stabilité dimensionnelle jusqu'à 1600 °C et leur tenue à l'oxydation [1]. De nombreuses études s'intéressent au comportement mécanique macroscopique de CMC tubulaires [2] ainsi qu'à l'influence locale de défauts de fabrication, par

exemple liés à des étapes d'usinage [3]. La littérature est moins riche concernant l'influence de défauts sur le comportement endommageable à l'échelle macroscopique. Ainsi, l'objectif de cette étude est de décrire les phénomènes d'endommagement au sein de tubes SiC/SiC en accord avec différents types de défauts de fabrication étudiés, en s'appuyant sur l'étude des cycles de décharge-recharge [4].

Pour cela, différentes nuances, présentant des défauts à cœur ou en surface, ont été fabriquées. Le lot 1 s'intéresse à des défauts à cœur avec la présence de Si au sein de la matrice. Le second lot étudie l'influence des épaisseurs de *seal coat* et de la rugosité de surface. Les éprouvettes réalisées correspondent à des tubes dont le renfort est mis en forme par enroulement filamenteux avec un angle de $\pm 45^\circ$, proche de la géométrie des gaines de réacteurs (i.e. un diamètre extérieur de 9,5 mm et une épaisseur d'environ 0,6 mm). Des essais de traction-compression cyclés ont été réalisés jusqu'à rupture des échantillons. Ces essais permettent localement de solliciter les torons en traction-cisaillement du fait de l'orientation des fibres. L'analyse des cycles, en s'appuyant sur les modèles issus des composites unidirectionnels [4], permet de séparer les différents types de mécanismes d'endommagement : glissement, l'endommagement dans la direction de traction (direction \mathbf{e}_z) et endommagement dans le plan de cisaillement (plan $(\mathbf{e}_r, \mathbf{e}_\theta)$) et de comprendre l'influence des défauts de fabrication sur ces différents mécanismes d'endommagement.

2. Matériaux et méthodes

Les tubes étudiés sont constitués de fibres SiC Hi-Nicalon de type S. La préforme fibreuse est réalisée par enroulement filamenteux autour d'un mandrin cylindrique avec un angle de $\pm 45^\circ$ selon l'axe du tube, noté \mathbf{e}_z). La matrice de carbure de silicium est élaborée par le procédé CVI (*Chemical Vapour Infiltration*). Une interphase de pyrocarbène PyC est présente entre les fibres et la matrice. L'interphase en PyC d'une épaisseur comprise entre 50 et 100 nm ainsi qu'une première couche de matrice sont déposées par CVI. Le mandrin est ensuite retiré [5]. Puis, d'autres étapes de CVI sont réalisées afin d'effectuer la densification complète de la matrice. Les tubes sont alors dit bruts de CVI. Enfin, des étapes de rectification des surfaces interne et externe peuvent être réalisées.

Afin d'étudier l'influence de défauts de fabrication (i.e. variabilité de composition et/ou géométrie par rapport à une nuance de référence définie comme les nuances brutes de CVI) sur le comportement mécanique, sept nuances ont été réalisées (voir les images de coupes en Fig. 1). Le lot 1 permet d'étudier l'influence du cœur des composites. La nuance 1-A est brute de CVI, elle est considérée sans défaut. La nuance 1-B possède au sein des couches de cœur des inclusions de Si (zones blanches sur la Fig. 1). Le lot 2 possède trois nuances, la nuance 2-RR brute de CVI sur les surfaces interne et externe (R pour *raw*), la nuance 2-O+I présentant une rectification importante en externe (O pour *outer* et '+' pour importante) et faible en interne (I pour *inner*), la nuance 2-O+I+ présentant une rectification importante en externe et interne. La composition à cœur des trois nuances du lot 2 sont identiques. La géométrie et la composition moyenne des différentes nuances sont indiquées dans le Tab. 1. Dans la suite, nous considérerons comme défaut les modifications de géométrie et/ou composition par rapport aux nuances de références, brutes de CVI.

Afin de caractériser le comportement mécanique, des essais de traction-compression cyclés sont réalisés jusqu'à rupture. Comme les CMC SiC/SiC sont des matériaux fragiles, il est important de respecter l'alignement du tube avec la chaîne de chargement pour appliquer la sollicitation en traction. Pour cela, l'éprouvette est collée avec de la colle structurale epoxy (3M Scotch-Weld™ 9323 B/A) dans les talons et positionnée sur un support en V puis l'ensemble est fixé à la machine de traction [6] (Fig. 2). Les essais ont été réalisés sur une machine de traction Instron 2404 pour le lot 1 et une machine Shimadzu Autograph AGS-100kNX pour le lot 2. Les essais sont pilotés par le déplacement de la traverse, avec une vitesse constante de 0,05 mm/min. La mesure de la force est réalisée grâce à une

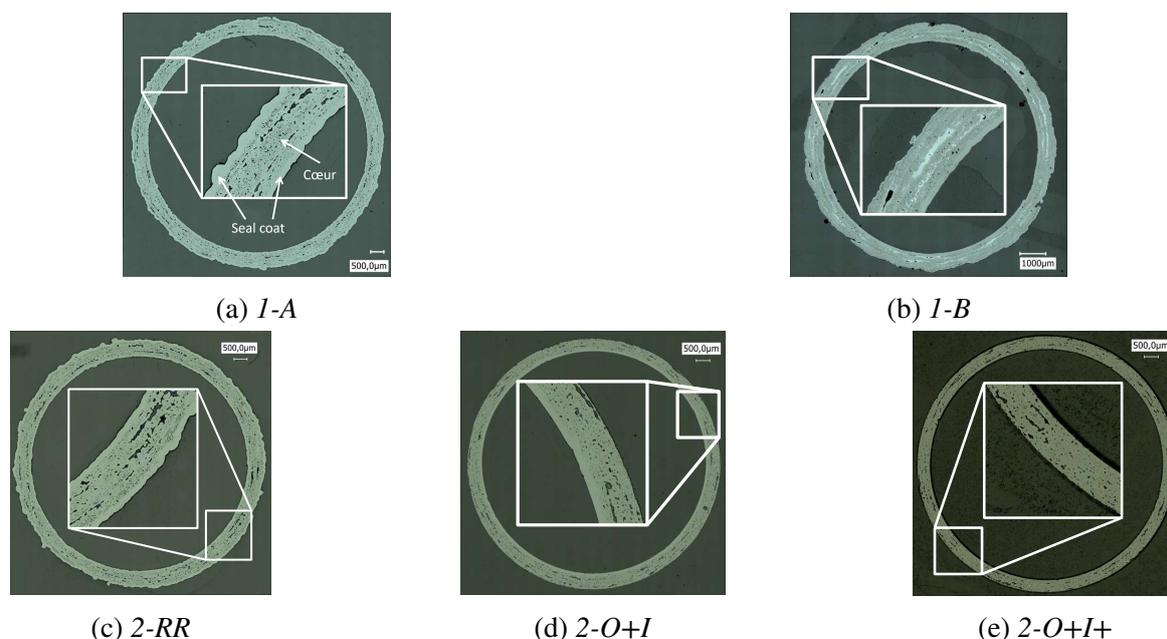


FIG. 1. – Coupes transverses des différentes nuances de fabrication à l'état initial.

Nuances		1-A	1-B	2-RR	2-O+I	2-O+I+
	Section	17,8 mm ²	17,8 mm ²	19,0 mm ²	13,5 mm ²	12,4 mm ²
Cœur	Fibre	40 %	34 %	37 %		
	Porosité	7,7 %	5,3 %	8,5 %		
	Matrice	52,3 %	60,7 %	54,5 %		
Seal coat	Épaisseur interne	53 µm	100 µm	58 µm	58 µm	0 µm
	Épaisseur externe	65 µm	30 µm	84 µm	0 µm	0 µm
Rugosité R_a	Interne	-	-	11 µm	10 µm	2 µm
	Externe	-	-	32 µm	3 µm	4 µm

TAB. 1. – Composition et géométrie moyenne des différentes nuances du lot 1 et 2.

cellule d'effort de 100 kN (HBM U10M, classe 0,5). La déformation est mesurée avec un extensomètre longitudinal (Instron 2620-603 avec une longueur de jauge de 25 mm et une classe 0,5 pour le lot 1 et MFA1 avec une longueur de jauge de 30 mm et une classe 1 pour le lot 2). Les seuils des cycles de décharge-recharge sont définis en contrainte. A chaque décharge un retour en compression jusqu'à -50 MPa a été imposé afin d'observer la refermeture des fissures. Un cycle est réalisé dans la partie élastique entre 50 MPa et -50 MPa. Au maximum quatre cycles sont réalisés dans la partie fissuration. Le premier est opéré pour une contrainte de 150 MPa (après le début de la fissuration matricielle), puis les cycles s'enchainent tous les 50 MPa jusqu'à la rupture ultime. Deux essais représentatifs de la nuance 1-A et 2-RR (nuances de référence pour les deux lots) sont présentés en Fig. 2.

3. Description des mécanismes d'endommagement

3.1. Module tangent E_{mc}

Afin de caractériser le comportement durant la phase d'endommagement, le module tangent E_{mc} de l'enveloppe de la courbe contrainte-déformation entre le début de la fissuration matricielle et la rupture ultime est introduit.

Le module tangent E_{mc} est déterminé par régression linéaire entre 120 MPa et la rupture ultime. Pour chaque éprouvette, le coefficient de régression linéaire R^2 est supérieur à 0,99. Les valeurs moyennes

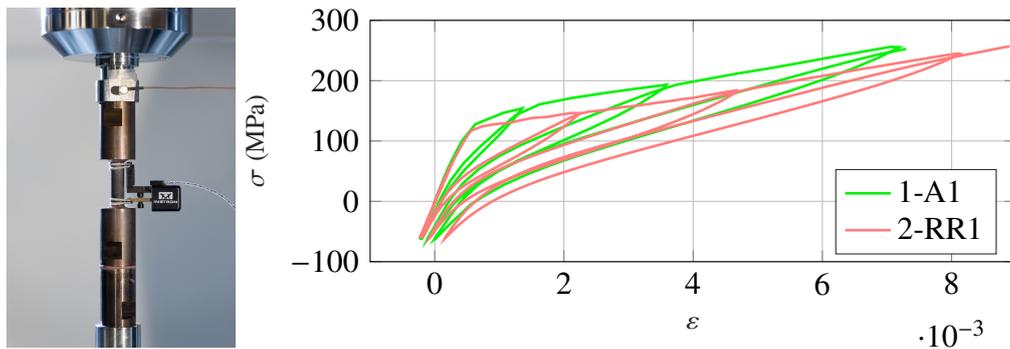


Fig. 2. – Montage d'essai de traction et courbes de contrainte-déformation caractéristiques des nuances 1-A et 2-RR.

pour chaque nuance sont données en Tab. 2. Différentes cinétiques d'endommagement peuvent alors être mises en évidence afin d'avoir une première vision de l'influence des défauts de fabrication. En particulier, trois points sont à noter.

- La présence de Si dans le cœur du composite semble ralentir l'endommagement, comme en témoignent les résultats des nuances 1-A et 1-B.
- La rectification du *seal coat* externe semble ralentir légèrement l'endommagement, comme en témoigne l'évolution des rigidités entre les nuances 2-RR et 2-O+I (17,3 GPa pour la nuance 2-RR et 18,0 GPa pour la nuance 2-O+I). L'usinage des surfaces externes diminue les défauts de surface et d'ondulation sur la face externe, ce qui peut expliquer l'augmentation de rigidité.
- La rectification du *seal coat* interne semble accélérer l'endommagement (18,0 GPa pour la nuance 2-O+I contre 15,3 GPa pour la nuance 2-O+I+).

Nuance	1-A _{3 éch.}	1-B _{5 éch.}	2-RR _{5 éch.}	2-O+I _{5 éch.}	2-O+I+ _{7 éch.}
E_{mc} (GPa)	17,1 \pm 0,1	21,1 \pm 0,6	17,3 \pm 0,6	18,0 \pm 0,5	15,1 \pm 0,7

TAB. 2. – Module moyen tangent E_{mc} des différentes nuances de fabrication du lot 1 et 2.

Le module E_{mc} est insuffisant pour comprendre l'ensemble des mécanismes d'endommagement qui s'opère au sein du composite. En particulier, les rôles joués par le Si présent au cœur de la matrice et le *seal coat* interne sur l'endommagement ne sont pas clairement définis à partir de ce seul indicateur. Afin de mieux comprendre les mécanismes et les dynamiques d'endommagement, il est important d'étudier à présent les cycles de décharge-recharge et faire le lien avec les observations post-mortem. L'analyse des cycles est réalisée en s'appuyant sur les modèles unidirectionnels [4].

3.2. Glissement

Les données d'émission acoustique montrent qu'aucune fissure n'est créée au cours des cycles de décharge-recharge (Fig. 3). La perte d'énergie est due au glissement, à l'échelle fibres/matrice ou à l'échelle des plis.

L'aire des cycles de décharge-recharge permet de caractériser cette perte (Fig 4). L'évolution de l'aire des cycles en fonction de la déformation en début de cycle est similaire entre les trois nuances du lot 2. La présence de *seal coat* et la rugosité de surface n'ont pas d'influence sur le glissement. Ce dernier s'effectue alors probablement à l'échelle de la fibre et de la matrice ou entre les deux couches de cœur.

L'évolution des aires de cycles au cours des essais est différente entre la nuance 1-A et 1-B. L'aire des cycles de la nuance 1-A semble évoluer plus rapidement, ce qui correspond à un glissement plus important. Afin de mieux comprendre ces cinétiques d'évolution, nous considérons un modèle de composite unidirectionnel. L'étude du second lot de fabrication a montré que les épaisseurs de

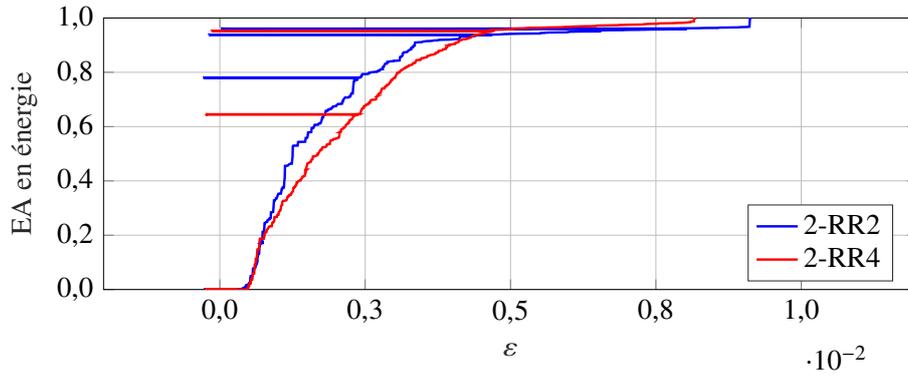


FIG. 3. – Émission acoustique en fonction de la déformation pour deux essais de la nuance 2-RR.

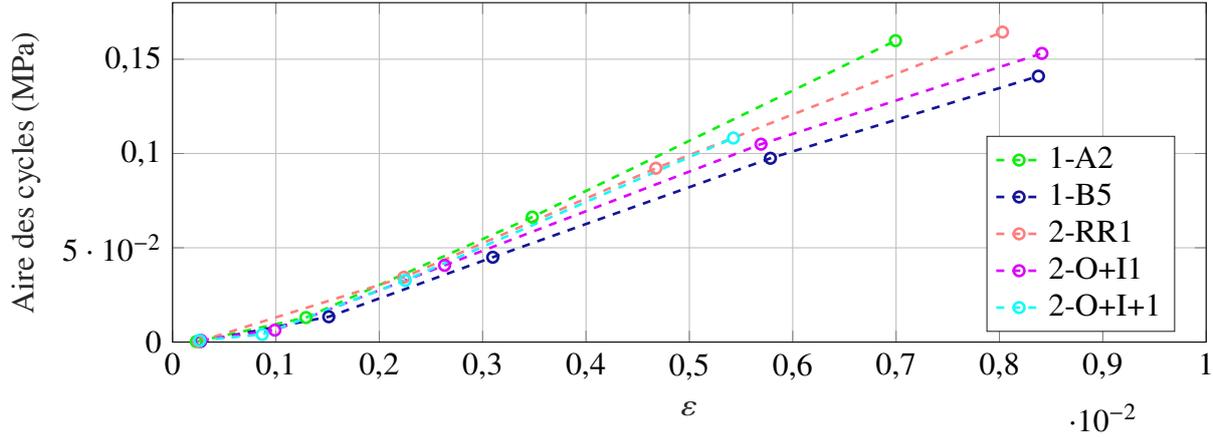


FIG. 4. – Évolution de l'aire des cycles en fonction de la déformation pour les nuances du lot 1 et 2.

seal coat n'avaient pas d'influence sur le glissement. Elles peuvent donc être négligées. En première approximation, nous négligeons également l'influence de l'orientation des fibres. Le modèle de report de charge au niveau d'une fissure matricielle donne l'évolution de la contrainte dans la matrice autour de cette fissure [7],

$$\frac{2\tau L_D}{R_f} = \sigma_m(\infty) - \gamma + \sigma_m^T, \quad (\text{Eq. 1})$$

avec L_D la demi-longueur de décohesion, R_f le rayon des fibres, $\sigma_m(\infty)$ la contrainte dans la matrice loin d'une fissure, γ la contrainte équivalente au saut d'énergie lié à la fissuration et σ_m^T la contrainte résiduelle d'origine thermique dans la matrice. Ainsi, la demi-longueur de décohesion est égale à :

$$L_D = \frac{R_f}{2\tau} (E_m \varepsilon - \gamma + \sigma_m^T), \quad (\text{Eq. 2})$$

où la contrainte loin de la fissure vaut $E_m \varepsilon$, avec E_m le module d'élasticité de la matrice. Ainsi, plus la matrice est souple, plus la demi-longueur de décohesion est importante à propriétés interfaciales équivalentes. Cela se traduira alors par un glissement et donc une perte d'énergie plus importants.

La nuance 1-B présente un module élastique de la matrice plus faible que celui de la nuance 1-A du fait de la présence de Silicium (le module de la nuance 1-A est estimé à 416 GPa contre 312 GPa pour la nuance 1-B [8]). Ainsi, cela est cohérent avec les observations réalisées sur l'aire des cycles. La nuance 1-B, possédant un comportement matriciel plus souple, présente un glissement moins important que la nuance 1-A.

3.3. Endommagement

Du fait de l'orientation des fibres à $\pm 45^\circ$, les torons sont sollicités localement en traction-cisaillement. Ainsi, deux familles de fissures sont présentes dans le matériau :

- des fissures perpendiculaires au chargement, en bleu sur la Fig. 5, liées à la sollicitation en traction (dans la direction \mathbf{e}_z , l'axe de révolution du tube);
- des fissures parallèles au chargement, en rouge sur la Fig. 5, liées à la sollicitation en cisaillement (dans le plan $(\mathbf{e}_r, \mathbf{e}_\theta)$).

L'objectif est alors de découpler l'effet des différentes sollicitations afin de comprendre l'influence des défauts de fabrication sur chaque mécanisme d'endommagement. L'étude de l'évolution des modules tangents au cours des cycles de décharge-recharge permet de découpler les phénomènes. En effet, en début de décharge, les fissures perpendiculaires au chargement ne se sont pas refermées. Ainsi, l'évolution du module tangent en début de décharge, noté E^* , traduit l'évolution de l'endommagement en traction et en cisaillement. Ce dernier étant négligeable par rapport à l'évolution de l'endommagement en traction, le module E^* traduit l'évolution de l'endommagement en traction (un ordre de grandeur entre la souplesse $1/E^*$ et la souplesse $1/E_c$ traduisant l'endommagement en cisaillement seul). Lors du retour en compression, les fissures perpendiculaires au chargement se referment et seules les fissures liées au cisaillement travaillent. Ainsi, le module tangent en début de recharge E_c permet de caractériser l'évolution de l'endommagement en cisaillement.

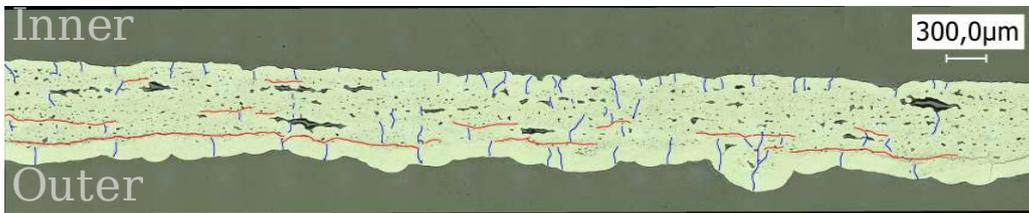


FIG. 5. – Observation de la fissuration à l'état post-mortem d'une coupe longitudinale issue d'une éprouvette de la nuance 2-RR.

L'évolution de la souplesse $1/E^*$ du lot 2 présente des tendances similaires (Fig. 6). Les couches de *seal coat* et les rugosités de surfaces n'influencent pas l'endommagement dans la direction de chargement. Cela peut s'expliquer par les différences d'ordre de grandeur entre l'endommagement en traction lié au cœur et celui lié aux épaisseurs de *seal coat*. Cela est aussi cohérent avec les observations post-mortem. Les fissures dans la direction perpendiculaire au chargement ne semblent pas s'amorcer préférentiellement au niveau d'un défaut de surface. Ainsi, la rugosité de surface n'influe pas sur l'endommagement en traction. Enfin, l'étude du comportement élastique détaillée dans Morel et al. [8] a montré que la fissuration démarre au sein du *seal coat*. Cette fissuration arrive possiblement rapidement à saturation. Ainsi, le manque de cycle dans le début de la zone d'endommagement ne permet peut-être pas d'observer les différences entre les nuances.

L'évolution de l'endommagement en traction semble donc pilotée par les couches de cœur. Une légère différence dans le comportement de l'endommagement en traction a été observée entre les nuances 1-A et 1-B, en raison des différences mesurées dans le domaine élastique. Le module d'élasticité moyen de la nuance 1-A est de 270 GPa contre 212 GPa pour la nuance 1-B, soit environ 20 % de différence [8]. Les modifications de composition de la matrice à cœur ont entraîné une modification similaire de la souplesse tangente en début de décharge $1/E^*$ mais cela n'a pas modifié les cinétiques d'endommagement. Cependant, la mesure du module tangent est complexe et sujette à des erreurs. L'erreur de mesure sur $1/E^*$ est du même ordre de grandeur que les différences observées dans le comportement élastique. Il était donc difficile de tirer des conclusions plus approfondies.

La souplesse tangente en début de recharge, caractéristique de l'endommagement en cisaillement, présente, quel que soit le type de défaut de fabrication étudié, des évolutions différentes (Fig. 7). Afin de pouvoir comparer l'influence des défauts de fabrication, la vitesse d'endommagement

$$\dot{D}_c = \frac{d1/E_c}{6 d\varepsilon} \quad (\text{Eq. 3})$$

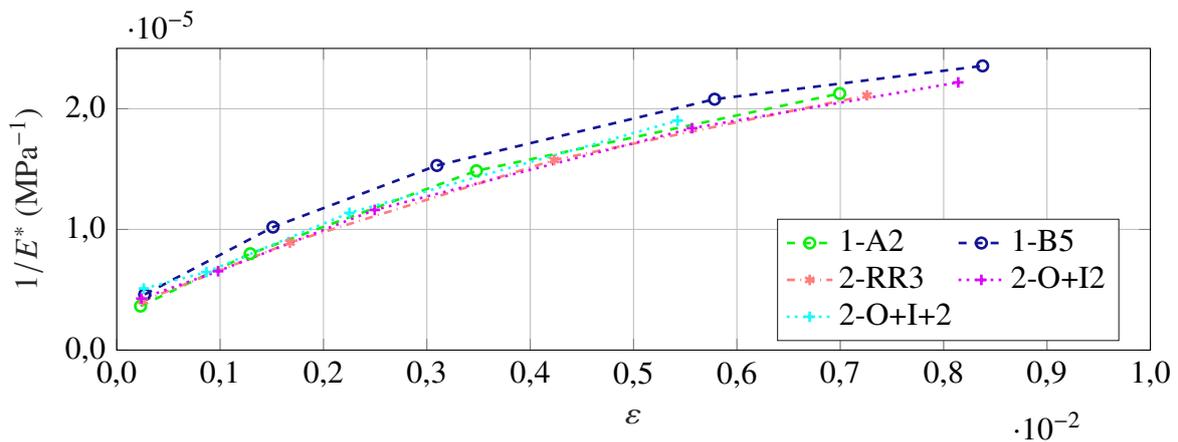


FIG. 6. – Évolution de la souplesse tangente en début de décharge $1/E^*$ en fonction de la déformation pour les différentes nuances du lot 1 et 2.

est définie comme la pente de l'évolution de la souplesse tangente $1/E_c$ en fonction de la déformation ε en début de cycle. Les valeurs moyennes pour chaque nuance sont données en Tab. 3.

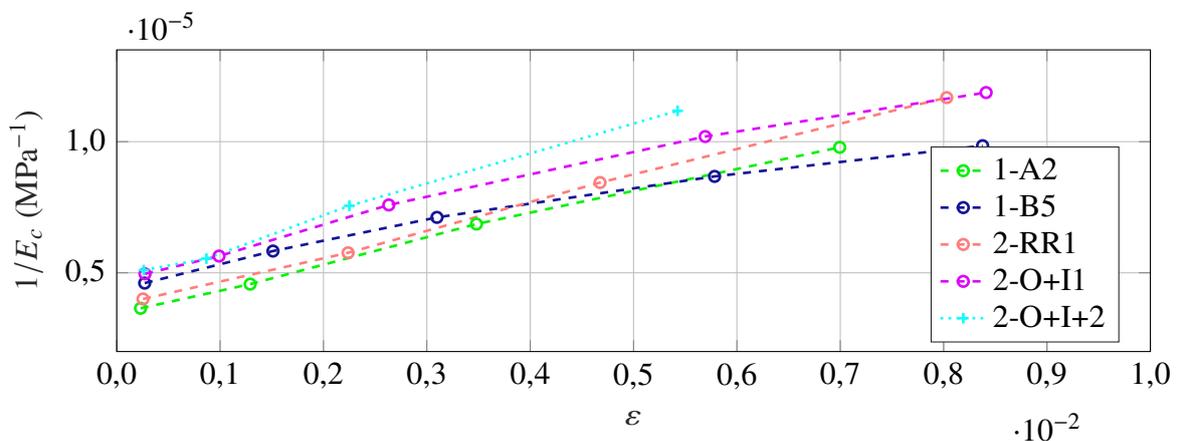


FIG. 7. – Évolution de la souplesse tangente en début de recharge $1/E_c$ en fonction de la déformation pour les différentes nuances du lot 1 et 2.

La nuance 2-O+I présente une vitesse d'endommagement légèrement plus faible que la nuance 2-RR (Tab. 3). Lors de l'usinage des surfaces externe et interne, les défauts de surface sont gommés mais également, sur la surface interne, l'ondulation de surface due au procédé d'enroulement filaire est atténuée. Enfin, les coupes à l'état post-mortem mettent en évidence la présence de fissures de délaminage entre les couches de cœur et le *seal coat* externe. La rectification profonde du *seal coat* externe permet de limiter cette zone de délaminage (Fig. 5). Cela peut également expliquer le ralentissement de la vitesse d'endommagement en cisaillement sur la nuance 2-O+I par rapport à la nuance 2-RR. Lorsque le *seal coat* interne est retiré, sur la nuance 2-O+I+, l'endommagement en cisaillement s'accélère. La vitesse d'endommagement \dot{D}_c devient 20% plus raide que celle de la nuance de référence 2-RR et 30% plus raide que celle de la nuance 2-O+I où la seule différence de composition se situe au niveau du *seal coat* interne. Ce dernier semble avoir un rôle essentiel sur l'endommagement en cisaillement. Aucune fissure parallèle au chargement n'apparaît entre la couche de *seal coat* interne et les couches de cœur (Fig. 5). Ainsi, jusqu'à la rupture ultime, le *seal coat* interne permet de reprendre une partie de la charge en cisaillement et sa présence permet donc de ralentir l'endommagement en cisaillement et plus généralement la vitesse d'endommagement de l'enveloppe. Les nuances du lot 1 présentent des modifications à cœur et en surface. Sachant que les épaisseurs de *seal coat* jouent un rôle important sur l'endommagement en cisaillement, il est difficile, dans ce cas, de séparer l'effet du cœur par rapport à l'effet du *seal coat*. Cependant, on peut noter que les cinétiques d'endommagement en cisaillement sont identiques aux évolutions du module E_{mc} pour les

Nuance	1-A ^{2 éch.}	1-B ^{1 éch.}	2-RR ^{4 éch.}	2-O+I ^{4 éch.}	2-O+I+ ^{5 éch.}
\dot{D}_c (MPa ⁻¹)	$3,84 \times 10^{-4}$	$2,84 \times 10^{-4}$	$4,64 \times 10^{-4}$	$4,26 \times 10^{-4}$	$5,59 \times 10^{-4}$
Écart-type	$\pm 0,3 \times 10^{-5}$	-	$\pm 3,6 \times 10^{-5}$	$\pm 2,3 \times 10^{-5}$	$\pm 11,5 \times 10^{-5}$

TAB. 3. – Vitesse d’endommagement en cisaillement \dot{D}_c moyenne des différentes nuances du lot 1 et 2.

deux lots. Les nuances présentant une vitesse d’endommagement en cisaillement importante possèdent également un module tangent E_{mc} faible, caractéristique d’un endommagement global rapide.

4. Conclusion

Des éprouvettes tubulaires CVI-SiC/SiC comportant une architecture en enroulement filamentaire, présentant des défauts à cœur (lot 1) et en surface (lot 2), ont été fabriquées. Le lot 1 étudie l’influence de l’assouplissement de la matrice à cœur par l’insertion de Si. Le lot 2 étudie l’influence des épaisseurs de *seal coat* et de la rugosité de surface. Des essais de traction/compression cyclés ont été réalisés. L’orientation des fibres à $\pm 45^\circ$ implique un chargement local en traction/cisaillement des torons. L’analyse des cycles de décharge-recharge a permis de séparer les différents mécanismes d’endommagement. Le glissement est peu influencé par les épaisseurs de *seal coat* et la rugosité de surface. L’évolution du glissement est ainsi piloté par le cœur, il s’effectue certainement à l’échelle de l’interface fibre/matrice ou entre les deux couches de cœur. L’endommagement lié à la sollicitation en traction est également piloté par le cœur. Enfin, l’endommagement dans le plan de cisaillement est fonction des épaisseurs de *seal coat* interne. En effet, ce dernier reste solidaire du cœur du matériaux, contrairement au *seal coat* externe, et reprend donc une partie de la charge en cisaillement tout le long de l’essai. La vitesse d’endommagement en cisaillement semble piloter la cinétique d’endommagement de l’enveloppe. L’étude du premier lot 1 n’a pas permis de conclure sur l’influence du cœur sur l’endommagement en cisaillement.

Ces différentes données expérimentales et l’analyse réalisée ont permis de séparer les différents mécanismes d’endommagement et ainsi de comprendre l’effet des défauts étudiés. Cette étape de compréhension permettra dans la suite de construire un modèle de comportement pour les tubes en enroulement filamentaire prenant en compte des modifications de compositions et géométrie à cœur ou en surface.

Références

- [1] K. A. Terrani « Accident tolerant fuel cladding development : Promise, status, and challenges », *Journal of Nuclear Materials* Vol. 501, pp. 13–30, 2018.
- [2] Y. Chen « Damage mechanisms in SiC/SiC composite tubes : three-dimensional analysis coupling tomography imaging and numerical simulation », Theses, Université Paris-Est, 2017.
- [3] L. Zhang, S. Wang, Z. Li, W. Qiao, Y. Wang, T. Wang « Influence factors on grinding force in surface grinding of unidirectional C/SiC composites », *Applied Composite Materials* Vol. 26 n° 3, pp. 1073–1085, 2019.
- [4] J.-M. Domergue, E. Vagaggini, A. 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° 10, pp. 2721–2731, 1995.
- [5] J. Braun, C. Sauder, J. Lamon, F. Balbaud-Célérier « Influence of an original manufacturing process on the properties and microstructure of SiC/SiC tubular composites », *Composites Part A* Vol. 123, pp. 170–179, 2019.
- [6] ISO « ISO : 20323 :2021 - Fine ceramics (advanced ceramics, advanced technical ceramics) – Mechanical properties of ceramic composites at ambient temperature in air atmospheric pressure – Determination of tensile properties of tubes », Standard, International Organization for Standardization, 2021.
- [7] N. Lissart, J. Lamon « Damage and failure in ceramic matrix minicomposites : experimental study and model », *Acta Materialia* Vol. 45 n° 3, pp. 1025–1044, 1997.
- [8] C. Morel, E. Baranger, J. Lamon, J. Braun, C. Lorrette « The influence of internal defects on the mechanical behavior of filament wound SiC/SiC composite tubes under uniaxial tension », *Journal of the European Ceramic Society* .