



HAL
open science

Caractérisation de l'endommagement d'un Composite à Matrice Céramique SiC/SiC tissés 3D sous sollicitation de traction

Edith Gripon, Stéphane Baste, Eric Martin, Christophe Aristegui, Guillaume Couégnat

► **To cite this version:**

Edith Gripon, Stéphane Baste, Eric Martin, Christophe Aristegui, Guillaume Couégnat. Caractérisation de l'endommagement d'un Composite à Matrice Céramique SiC/SiC tissés 3D sous sollicitation de traction. CFM 2013 - 21ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2013, Bordeaux, France. hal-03439901

HAL Id: hal-03439901

<https://hal.science/hal-03439901>

Submitted on 22 Nov 2021

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 ultrasonore et modélisation multi-échelle de l'endommagement sous charge d'un composite 3D SiC/SiC

E. GRIPPON^{a, b}, S. BASTE^a, E. MARTIN^b, C. ARISTEGUI^a, G. COUEGNAT^b

a. Institut de Mécanique et d'Ingénierie de Bordeaux (I2M), 16 Avenue Pey Berland 33607 PESSAC

b. Laboratoire des Composites Thermostructuraux (LCTS), 3 allée de la Boétie, 33600 PESSAC

Résumé :

L'endommagement des composites à matrice céramique est dû à la croissance de micro-fissures. Cette fissuration multi-échelle est à l'origine de la non-linéarité de la relation contrainte-déformation et des variations de composantes du tenseur de rigidité. La mesure ultrasonore de l'ensemble des rigidités au cours d'un essai de traction donne alors accès à l'évolution macroscopique volumique de l'endommagement. La confrontation de ces mesures au tenseur de rigidité issu d'une modélisation multi-échelle confirme l'orientation des réseaux de fissurations, leurs évolutions ainsi que leurs effets sur les propriétés mécaniques du matériau.

Abstract :

Damage in ceramic matrix composites subjected to a mechanical loading result from the growth of micro-cracks at different scales. These cracks induce a non-linear stress-strain behavior and a degradation of the stiffness tensor. The ultrasonic measurement of all the components of the stiffness tensor during a tensile test provides access to the 3D macroscopic damage evolution. The comparison of these measures to the stiffness tensor obtained by a multi-scale modeling confirms the orientation of cracks, their evolution and their effect on the mechanical properties of the material.

Mots clefs : composites à matrice céramique, caractérisation ultrasonore, modélisation multi-échelle

1 Introduction

Les bonnes propriétés mécaniques et thermiques des composites à matrice céramique (CMC) permettent d'envisager leur emploi dans les parties chaudes des moteurs d'avions comme alternative aux solutions métalliques. Herakles (groupe SAFRAN) développe un composite tissé 3D à fibre et matrice en carbure de silicium (SiC) destiné aux futures aubes de turbine. La microstructure de ce composite tissé est de nature multi-échelle. On distingue : i) l'échelle de la fibre d'un diamètre d'une dizaine de microns, ii) l'échelle du toron formé d'environ cinq cent fibres, iii) l'échelle de la préforme résultant de l'entrelacement des différents torons (figure 1). Les fibres et les torons sont liés grâce à la matrice : la préforme est d'abord imprégnée par un précurseur liquide, lequel est ensuite converti en céramique par pyrolyse. Plusieurs cycles d'imprégnation-pyrolyse sont nécessaires pour densifier la préforme. Puis, les porosités restantes sont remplies en grande partie par un dépôt de matrice par voie gazeuse. Cette matrice comporte plusieurs couches dans le système Si-B-C pour lui conférer un comportement protecteur contre l'oxydation à haute température.

Pour rendre compte du comportement mécanique tridimensionnel de ce CMC, le tenseur de rigidité est choisi comme variable d'endommagement [1]. La croissance de réseaux de micro-fissuration a un effet sur chacune des composantes. La mesure ultrasonore de ce tenseur au cours d'un essai de traction donne alors accès à l'évolution macroscopique volumique de l'endommagement. La confrontation de ces mesures à une modélisation multi-échelle, confirme l'orientation des réseaux de fissuration, leur évolution ainsi que leur effet sur les propriétés mécaniques du matériau.

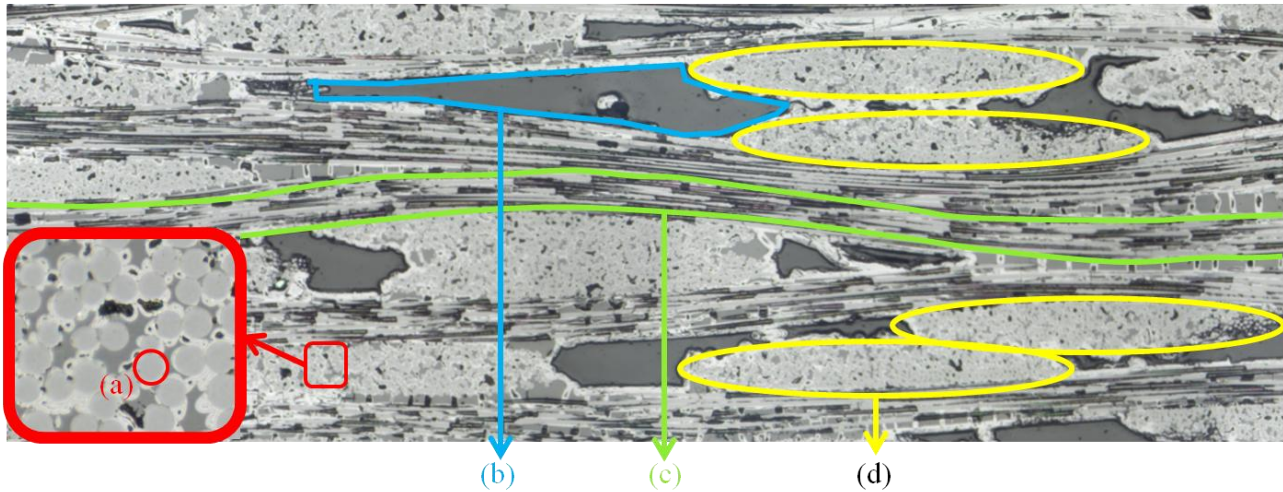


FIG. 1 – Micrographie d'une coupe transverse du composite 3D-SiC/SiC: (a) fibre, (b) porosité, (c) toron longitudinal, (d) torons transversaux.

L'objectif de cette étude est de caractériser l'endommagement multi-échelle du composite 3D-SiC/SiC. Nous présentons successivement la méthode de mesure ultrasonore, les résultats expérimentaux issus d'un essai de traction simple, suivis de leur confrontation à des prédictions obtenues par modélisation multi-échelle.

2 Méthode expérimentale ultrasonore

Les essais classiques de caractérisation mécanique sont destructifs et ne donnent accès qu'à un nombre réduit de constantes élastiques. Face à ces méthodes, l'évaluation ultrasonore possède l'avantage d'une détermination de l'ensemble du tenseur de rigidité à partir d'une seule éprouvette.

Dans le cadre des petites déformations et sous l'hypothèse de milieux homogènes élastique linéaires, la relation de Christoffel relie les propriétés élastiques du matériau à la vitesse des ondes planes s'y propageant :

$$|\Gamma - \rho V^2 \mathbf{I}| = 0, \quad (1)$$

où le tenseur de Christoffel est tel que $\Gamma_{ij} = C_{ijkl} n_k n_l$ ($i, j, k, l = 1, 2, 3$) avec n le vecteur unité suivant la direction de propagation de l'onde et C_{ijkl} le tenseur de rigidité. ρ est la masse volumique, V la vitesse de propagation de l'onde et \mathbf{I} la matrice identité. L'identification du tenseur de rigidité par méthode ultrasonore s'obtient par méthode inverse : la mesure de vitesses de propagation d'une onde ultrasonore suivant différents angles de propagation permet d'estimer l'intégralité du tenseur de rigidité. La méthode d'optimisation utilisée est basée sur un algorithme génétique [2].

Le matériau étudié est de symétrie orthotrope, les vitesses mesurées dans trois plans d'acquisition sont suffisantes [3], [4] (figure 2). Ils sont définis à partir de la direction de l'épaisseur X_1 et d'un angle azimutal Ψ . Lorsque $\Psi = 0^\circ$, il correspond à la direction X_2 ; lorsque $\Psi = 90^\circ$, il correspond à la direction X_3 .

L'échantillon à caractériser est une éprouvette à faces parallèles immergée dans une cuve remplie d'eau. En transmission (figure 3), deux transducteurs à immersion sont placés de part et d'autre de l'éprouvette. L'un assure le rôle d'émetteur du signal ultrasonore, l'autre, le rôle de récepteur. Leur fréquence est choisie en fonction du matériau et de son épaisseur. La comparaison des temps de parcours de l'onde dans l'eau et de l'onde traversant l'éprouvette à caractériser permet d'obtenir les vitesses de propagation.

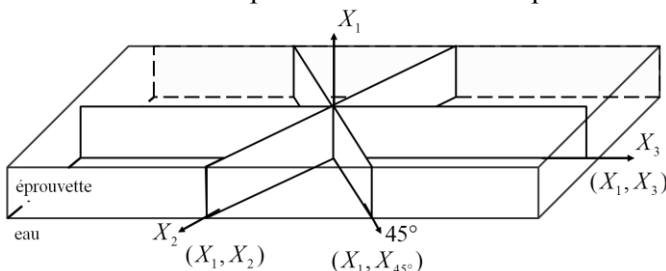


FIG. 2 – Représentation des différents plans d'acquisition de l'éprouvette à faces parallèles.

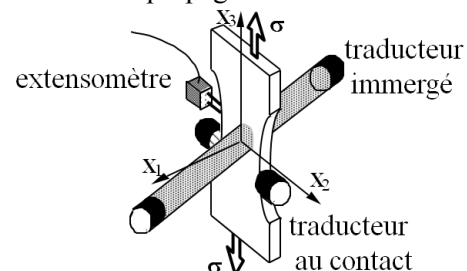


FIG. 3 – Dispositif de caractérisation sous charge

Le dispositif de caractérisation ultrasonore sous charge [6] est constitué d'un banc à immersion couplé à une machine de traction. Il permet ainsi une identification de l'ensemble du tenseur de rigidité en fonction de la contrainte appliquée. Un extensomètre, placé sur la tranche des éprouvettes, permet d'accéder aux courbes contrainte-déformation lors d'un essai mené à température ambiante.

3 Résultats expérimentaux

Une campagne d'essais de traction couplés à de la caractérisation ultrasonore a permis de dégager la courbe contrainte-déformation typique de l'endommagement du CMC 3D-SiC/SiC (figure 4). Des observations microscopiques d'une face polie d'une l'éprouvette au cours d'un essai de traction permettent de rapprocher une densité de fissuration (nombre de fissures/mm) à un état de contrainte.

La mise en relation de ces observations microscopiques, des courbes de contrainte-déformation et des évaluations ultrasonores des composantes du tenseur de rigidité conduit à l'identification de deux types de fissuration multi-échelle : des fissures perpendiculaires au chargement (fissures transverses) et des décohésions aux interfaces (fibre/matrice et toron/matrice).

La courbe contrainte-déformation (figure 4 : zone 1) présente une faible zone linéaire au cours de laquelle les composantes du tenseur de rigidité restent constantes. Puis, on voit apparaître un « coude » (figure 4 : zone 2) associé à la chute de l'ensemble des rigidités diagonales faisant intervenir la direction de sollicitation X_3 (figure 5) : C_{33} , C_{44} et C_{55} . Cette perte de rigidité est liée à la fissuration perpendiculaire au chargement au sein de la matrice inter-torons et intra-torons transversaux à l'échelle mésoscopique. Les observations micrographiques sous charge (figure 6 (a) et (b)) révèlent de mesurer une densité égale à 4 fissures/mm en fin de « coude » au sein de la matrice inter-torons (figure 4).

Lorsque la courbe contrainte-déformation prend la forme d'un plateau (figure 4 : zone 3), la fissuration matricielle mésoscopique se stabilise, l'endommagement gagne les fils longitudinaux (figure 6 (c)). Les rigidités C_{33} , C_{44} et C_{55} continuent de décroître attestant de la fissuration transversale au sein de fils longitudinaux à l'échelle microscopique. Dans cette zone, leur décroissance est associée à la chute des rigidités diagonales faisant intervenir la direction X_1 : C_{11} , C_{55} et C_{66} (figure 5). L'endommagement au sein de fils longitudinaux s'accompagne alors de décohésion aux interfaces fibre/matrice.

Avant rupture, la courbe contrainte-déformation se rigidifie à nouveau (figure 4 : zone 4) et la décroissance des rigidités de la diagonale du tenseur de rigidité se stabilise : il y a saturation des mécanismes d'endommagement aux échelles méso et microscopiques.

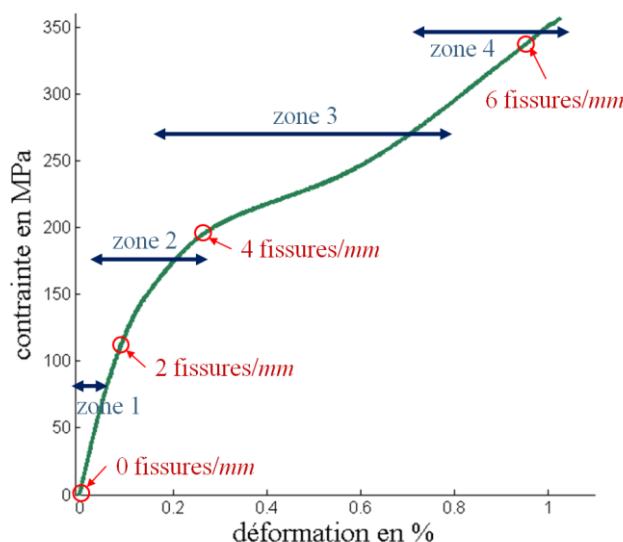


FIG. 4 – Courbe contrainte-déformation du CMC 3D-SiC/SiC : mise en évidence de quatre zones d'endommagement. Les symboles O représentent la densité de fissures matricielles inter-torons.

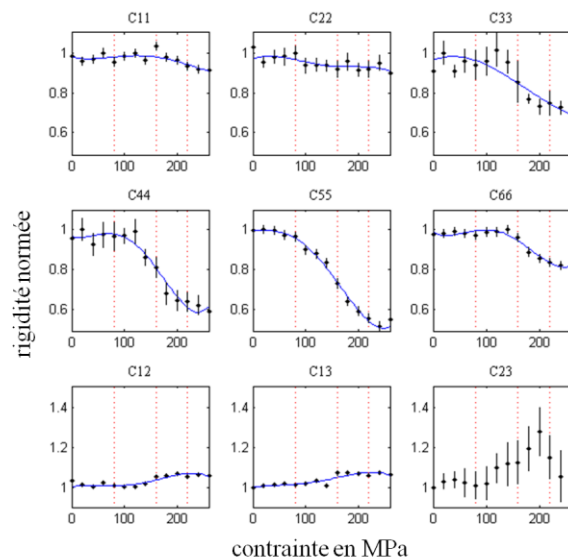


FIG. 5 – Variation des composantes du tenseur de rigidité normées en fonction de la contrainte. Les barres verticales représentent les incertitudes de l'identification.

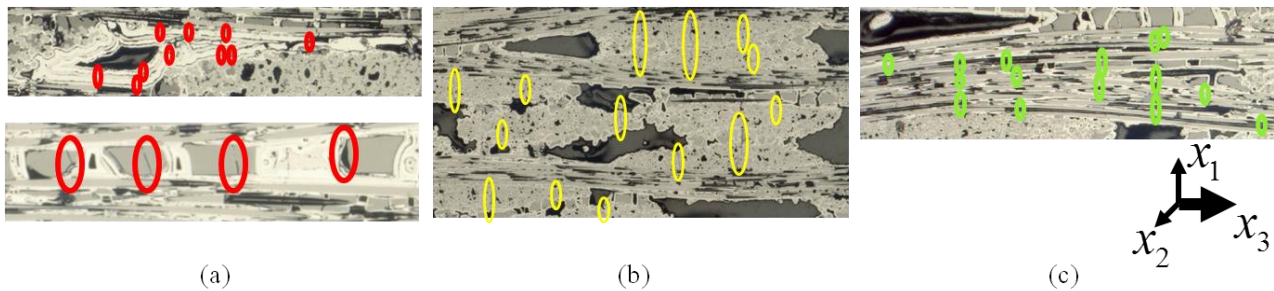


FIG. 6 – Micrographie représentant l'endommagement perpendiculaire au chargement au sein du composite 3D-SiC/SiC : (a) fissuration de la matrice, (b) fissuration des torons transversaux, (c) fissuration au sein des torons longitudinaux.

La faible variation de la rigidité C_{22} en fonction de la contrainte appliquée montre qu'il n'y a pas de formation de réseaux de fissuration perpendiculaire à la direction X_2 . L'augmentation des rigidités hors-diagonales révèle la rigidification du matériau induite par la contraction latérale au cours de la sollicitation.

4 Modélisation multi-échelle

Lors des essais de caractérisation ultrasonore, deux réseaux de fissuration ayant des directions orthogonales au plan (X_1, X_3) ont été mis en évidence. Nous avons ainsi procédé à une première étape de confrontation essai-modélisation en 2D dans ce plan. Les hypothèses de modélisation ont été choisies pour vérifier les valeurs macroscopiques initiales obtenues au cours d'essais ultrasonores.

Pour obtenir leurs propriétés dans l'ensemble des directions, la microstructure des torons est modélisée en 3D (figure 7 (a)). Dans le plan, les torons sont représentés par trois constituants : des fibres, réparties aléatoirement, entourées d'une gaine de matrice homogène associées à un taux de porosités caractéristiques du composite. Puis, leur volume élémentaire représentatif (VER) est obtenu par extrusion ; leurs propriétés macroscopiques sont alors calculées à partir d'une homogénéisation périodique [7].

A l'échelle mésoscopique, la cellule 2D représentative correspond au motif élémentaire de tissage du composite. Elle est constituée de 10 torons transverses et 10 torons longitudinaux dans l'épaisseur (direction X_1) ainsi que 10 torons transverses dans la longueur (direction X_3). Le matériau est représenté par trois constituants : la matrice, les torons et la porosité (figure 7 (b)). Suivant l'orientation des torons au sein du tissage, on leur attribue les propriétés mécaniques calculées à l'échelle microscopique.

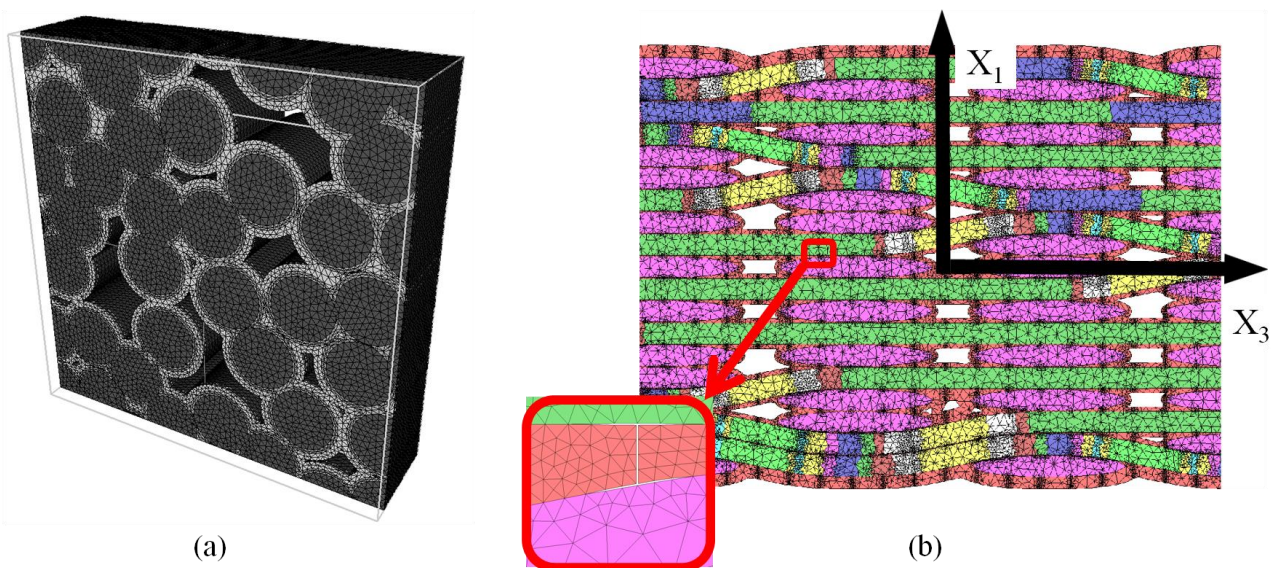


FIG. 7 – Modélisation du composite SiC/SiC 3D : (a) représentation d'un VER d'un toron à l'échelle microscopique, (b) maillage 2D à l'échelle mésoscopique dans le plan (X_1, X_3) . Suivant leur orientation, les torons sont représentés par différentes couleurs au sein du maillage. Le zoom de la partie (b) représente une fissuration matricielle transversale accompagnée d'une décohésion.

À partir du maillage mésoscopique du matériau non fissuré et de façon à représenter l'évolution de l'endommagement du matériau, on augmente progressivement la densité de fissures ainsi que les longueurs de décohésion au sein de la matrice inter-torons (zoom figure 7). À chaque état d'endommagement, un calcul élastique permet d'obtenir les valeurs des rigidités associées. Le nombre maximal de fissures matricielles transverses a été choisi à partir d'observations micrographiques d'éprouvettes rompues. Par contre, la longueur maximale des décohésions étant extrêmement difficile à mesurer par micrographie, les modélisations vont alors servir à quantifier cette dimension.

Les courbes de la figure 8 représentent les valeurs des composantes du tenseur de rigidité en fonction du nombre de fissures au sein de la cellule mésoscopique 2D. Le dégradé de gris correspond à différentes longueurs de décohésion : le noir est associé à des fissures matricielles sans décohésion. Les calculs ont été effectués par incrément de 0.02 mm de longueur de décohésion. Le gris le plus clair correspond à des fissures transversales associées à 0.1 mm de décohésion. Ces résultats confirment l'influence relative des fissures transversales sur la rigidité C_{33} , l'influence prédominante des fissures de décohésion sur la composante C_{11} et l'importance du couplage entre les directions X_1 et X_3 sur la composante C_{55} .

Les symboles noirs (figure 8) correspondent aux valeurs expérimentales moyennes mesurées lors des essais ultrasonores. La relation densité de fissuration-contrainte a été établie à partir d'observation micrographique d'une éprouvette sous charge (figure 4). On constate ainsi que l'endommagement mésoscopique au sein de la matrice inter-fils n'est pas suffisant pour décrire l'endommagement du composite. Les évolutions de la rigidité C_{11} montre qu'il n'est pas justifié de considérer une décohésion supérieure à 0.04 mm au sein de la matrice inter-torons, alors que pour cet état de fissuration, la chute expérimentales des composantes C_{33} et C_{55} , ne peut être modélisée.

La confrontation essai-modélisation confirme l'importance de la fissuration au sein des fils longitudinaux, c'est-à-dire, l'aspect multi-échelle de l'endommagement. A cours terme, les perspectives de notre travail vont être de modéliser l'endommagement en sein de torons puis, grâce à un calcul de changement d'échelles par homogénéisation périodique, de retrouver les variations macroscopiques du tenseur de rigidité expérimental 2D (figure 5). Les perspectives à moyen terme consistent à utiliser une modélisation 3D pour montrer l'importance des couplages entre les différentes directions sur le comportement anisotrope.

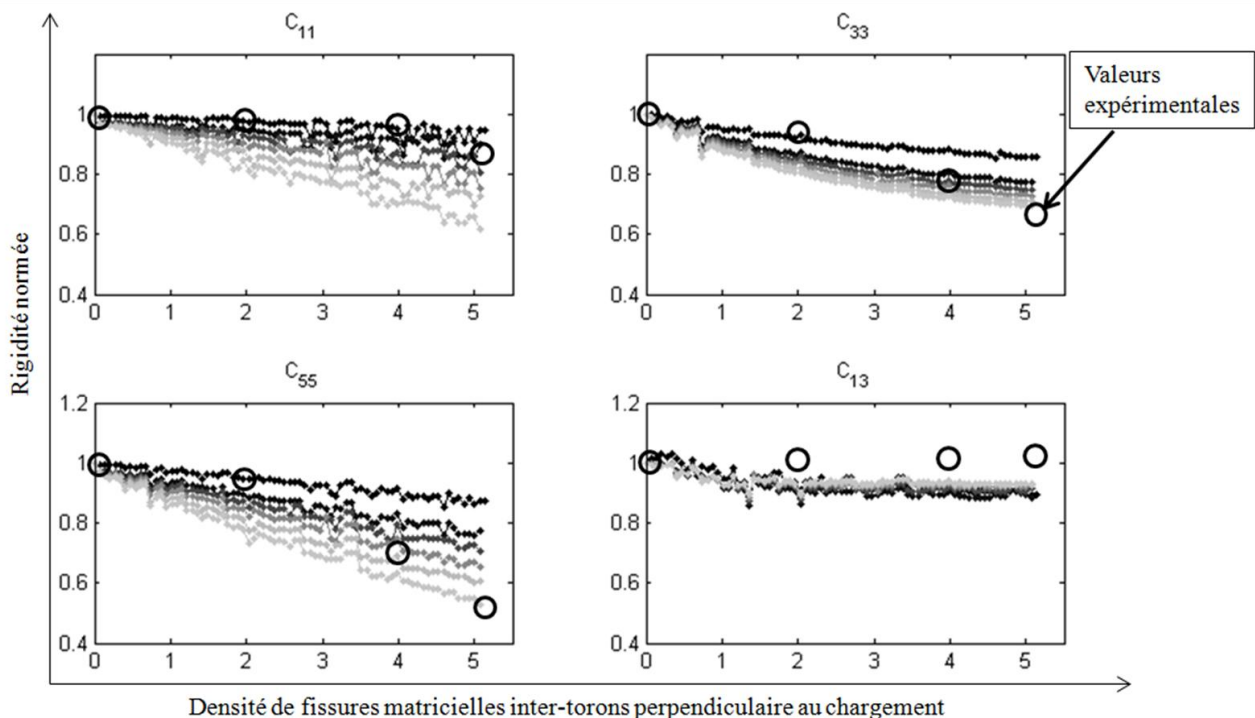


FIG. 8 – Modélisation des variations des composantes du tenseur de rigidité dans le plan (X_1 , X_3) en fonction de l'endommagement du matériau représenté par une densité de fissures transverses au sein de la matrice inter-torons. Le dégradé de gris correspond à une augmentation des longueurs de décohésions de 0 à 0.1 mm par pas de 0.02 mm . La courbe noire est associée à des fissures sans décohésion. Les symboles O représentent les valeurs expérimentales mesurées par méthode ultrasonore.

5 Conclusion

Le comportement mécanique non linéaire du CMC 3D-SiC/SiC est due à l'initiation et à la croissance de micro-fissures. À l'échelle macroscopique, les mécanismes d'endommagement sont associés aux variations des composantes du tenseur de rigidité. Une méthode de caractérisation ultrasonore associée à une machine de traction permet la mesure de ce tenseur en fonction de la contrainte appliquée, et ainsi le suivi de l'état de fissuration du matériau. En utilisant les observations micrographiques, l'interprétation des variations expérimentales de l'ensemble des composantes du tenseur de rigidité permet d'appréhender les cinétiques d'évolution de l'endommagement ainsi que les couplages entre les différentes directions du matériau. La comparaison des mesures ultrasonores aux résultats d'une modélisation multi-échelle confirme alors les orientations et les dimensions multi-échelle des fissures.

References

- [1] S. Baste and B. Audoin "On internal variables in anisotropic damage". *Eur. J. Appl. Mech.*, Ser. A, 10, p. 587-606, 1991.
- [2] Y.C. Chu, A.D. Degtyar, and S.I. Rokhlin. On determination of orthotropic material moduli from ultrasonic velocity data in non symmetry planes. *J. Acoust. Soc. Am.*, 95(6), p. 3191–3203, 1994.
- [3] E. Gripon, S. Baste, E. Martin, C. Aristegui and G. Couégnat, Damage characterization of ceramic matrix composites, in : ECCM-15th, Venice, Italy, 24-28 June 2012.
- [4] S. Baste and B. Hosten. Évaluation de la matrice d'élasticité des composites orthotropes par propagation ultrasonore en dehors des plans principaux de symétrie. *Revue Physique Appliquée*, 25(2), p. 161-168, 1990.
- [5] C. Aristegui and S. Baste "Optimal recovery of the elasticity tensor of general anisotropic materials from ultrasonic velocity data". *J. Acoust. Soc. Am.*, 101, p. 813-833, 1997.
- [6] B. Audoin and S. Baste "Ultrasonic evaluation of stiffness tensor changes and associated anisotropic damage in a Ceramic Matrice Composite". *J. Appl. Mech.*, 61, p. 212-217, 1994.
- [7] G. Couégnat "Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé". Thèse de doctorat, Université Bordeaux, 2008.