



HAL
open science

Approche multiéchelle du comportement mécanique des matériaux composites à renfort tissé

Guillaume Couégnat, Éric . Martin, Jacques Lamon, Nicolas Carrère

► To cite this version:

Guillaume Couégnat, Éric . Martin, Jacques Lamon, Nicolas Carrère. Approche multiéchelle du comportement mécanique des matériaux composites à renfort tissé. 9e Colloque national en calcul des structures, CSMA, May 2009, Giens, France. hal-01413828

HAL Id: hal-01413828

<https://hal.science/hal-01413828>

Submitted on 12 Dec 2016

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.



Distributed under a Creative Commons Attribution 4.0 International License

Approche multiéchelle du comportement mécanique des matériaux composites à renfort tissé

G. Couégnat¹, E. Martin¹, J. Lamon¹, N. Carrère²

¹ Laboratoire des Composites Thermostructuraux
UMR 5801 CNRS - Université de Bordeaux - Safran - CEA
3 allée de la Boétie, F-33600 Pessac, France
{couegnat,martin,lamon}@lcts.u-bordeaux1.fr

² ONERA/DMSC
29 avenue de la Division Leclerc, F-92320 Châtillon, France
carrere@onera.fr

Résumé — Ce travail présente une approche multiéchelle du comportement mécanique des matériaux composites à renfort tissé. Le modèle développé repose sur une description de l'architecture du renfort tissé, de l'arrangement des constituants, de leurs propriétés et de leurs modes d'endommagement. Des outils originaux de modélisation géométrique et de maillage ont été développés afin de prendre en compte les particularités des composites tissés. Le modèle a été identifié et validé pour un composite tissé à matrice céramique et appliqué à des cas-tests de calcul de structure.

Mots clés — composites tissés, approche multiéchelle, endommagement.

1 Introduction

Les matériaux composites présentent un ensemble de propriétés mécaniques remarquables qui permettent d'envisager leur emploi en tant qu'éléments structuraux dans des applications aéronautiques et spatiales. Toutefois, leur utilisation reste encore limitée par le relatif manque de confiance dans les modèles de comportement actuels. Basés sur des approches phénoménologiques, ces modèles conduisent à de forts surdimensionnements et à d'importants surcoûts expérimentaux de qualification. L'amélioration des méthodes de dimensionnement des structures composites requiert le développement de techniques de calculs et de lois de comportement plus adaptées. Des approches multiéchelles basées sur une description micromécanique de l'endommagement ont été récemment proposées pour les matériaux composites stratifiés à matrice organique [1, 2]. L'extension de ce type d'approche au cas des matériaux composites à renfort tissé et/ou à matrice céramique nécessite le développement de modèles de changement d'échelle spécifiques. L'objectif du travail présenté dans cet article est la formulation et la mise en oeuvre dans un code de calcul d'un modèle de comportement multiéchelle adapté aux composites tissés, et plus particulièrement aux composites à matrice céramique (CMC).

2 Approche DMD (Discrete Micro Damage)

2.1 Ecriture du modèle d'endommagement

Le modèle proposé, DMD, reprend le formalisme des modèles macroscopiques développés dans le cadre de la mécanique des milieux continus [3], mais en introduisant des variables d'endommagement décrivant directement l'état physique de l'endommagement aux échelles inférieures.

L'objectif du modèle est de relier quantitativement la description microstructurale de l'endommagement à ses effets sur les propriétés mécaniques effectives du matériau :

$$\mathbf{C} = f(d_1, \dots, d_n) \quad (1)$$

où \mathbf{C} est le tenseur des rigidités du matériau, et (d_1, \dots, d_n) un ensemble de variables microstructurales décrivant l'état d'endommagement (c'est-à-dire densité de fissures, surface décochée, etc.). L'approche la plus naturelle est alors de choisir directement les variables de description physique de l'endommagement (d_1, \dots, d_n) comme variables internes du modèle.

Pour une écriture en déformation, le potentiel thermodynamique se met sous la forme [4] :

$$2\rho\Psi = \left(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^0 - \boldsymbol{\varepsilon}^{th} \right) : \tilde{\mathbf{C}} : \left(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^0 - \boldsymbol{\varepsilon}^{th} \right) + \left(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^0 - \boldsymbol{\varepsilon}^{th} \right) : \tilde{\mathbf{C}}^0 : \boldsymbol{\varepsilon}^0 + \boldsymbol{\varepsilon}^0 : \tilde{\mathbf{C}}^0 : \left(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^0 - \boldsymbol{\varepsilon}^{th} \right) \quad , \quad (2)$$

en notant $\boldsymbol{\varepsilon}$ le tenseur des déformations totales, $\boldsymbol{\varepsilon}^{th}$ le tenseur des déformations d'origine thermique, $\boldsymbol{\varepsilon}^0$ le tenseur des déformations résiduelles. Le tenseur des rigidités effectives $\tilde{\mathbf{C}}$ est défini comme :

$$\tilde{\mathbf{C}} = (\mathbf{C}^0 - \mathbf{D}(\tilde{\mathbf{d}})) \quad , \quad (3)$$

avec \mathbf{D} le tenseur effectif d'effet de l'endommagement :

$$D_{ij} = D_{ij}(\tilde{\mathbf{d}}) = h_{ij}(\eta_1 d_1, \dots, \eta_n d_n) C_{ij}^0 \quad , \quad (4)$$

où $h_{ij}(\tilde{\mathbf{d}})$ représente la perte de rigidité relative de la composante (i, j) pour l'état d'endommagement décrit par $\tilde{\mathbf{d}}$ et η_i est un index de fermeture permettant de prendre en compte le caractère unilatéral de l'endommagement.

Cette formulation permet d'obtenir une loi de comportement macroscopique homogénéisée mais définie à partir d'une description de l'état de fissuration aux échelles inférieures. L'effet de l'endommagement sur les propriétés mécaniques est obtenu à travers le tenseur $\mathbf{D}(\tilde{\mathbf{d}})$ qui relie un état d'endommagement décrit par $\tilde{\mathbf{d}} = (d_1, \dots, d_n)$ au tenseur effectif des rigidités $\tilde{\mathbf{C}} = \mathbf{C}^0 - \mathbf{D}(\tilde{\mathbf{d}})$.

2.2 Identification des effets de l'endommagement

La stratégie d'identification, inspirée par les travaux de Costanzo [5], consiste à estimer numériquement le tenseur d'effet de l'endommagement $\mathbf{D}(\tilde{\mathbf{d}})$ à partir de calculs par éléments finis sur des cellules élémentaires représentatives du matériau dans lesquelles l'endommagement est introduit de manière discrète. En pratique, on se donne un nombre fini de configurations d'endommagement, physiquement réalistes, définies par un n -uplet (d_1, \dots, d_n) . Pour chacune de ces configurations, l'endommagement est introduit de manière discrète dans une cellule en générant des fissures au sein d'un maillage éléments finis. Les propriétés effectives de la cellule endommagée sont alors estimées numériquement par homogénéisation périodique. Les cinétiques d'endommagement sont quant à elles identifiées par méthode inverse à partir d'un essai de traction.

La mise en oeuvre numérique de l'identification nécessite donc la génération de maillages éléments finis de cellules élémentaires représentatives aux différentes échelles du matériau, et l'introduction discrète de l'endommagement au sein de ces cellules.

3 Modélisation géométrique et maillage de cellules élémentaires

3.1 Cellules élémentaires à l'échelle microscopique

L'arrangement des fibres au sein des fils est tout d'abord caractérisé par analyse d'image, en calculant la covariance [6] de la microstructure à partir de micrographies. Des cellules contenant un nombre restreint fibres sont ensuite reconstruites en optimisant la position des fibres au sein de la cellule, de façon à obtenir une covariance quasi-identique à celle de la microstructure de référence. A partir de la position optimale des fibres, un modèle géométrique de la microstructure complète est ensuite généré : dans le cas des CMC, l'interphase et la matrice sont modélisées comme des dépôts concentriques à partir de la surface des fibres. Un maillage éléments finis est ensuite réalisé à partir de ce modèle géométrique (Figure 1). La représentativité géométrique et

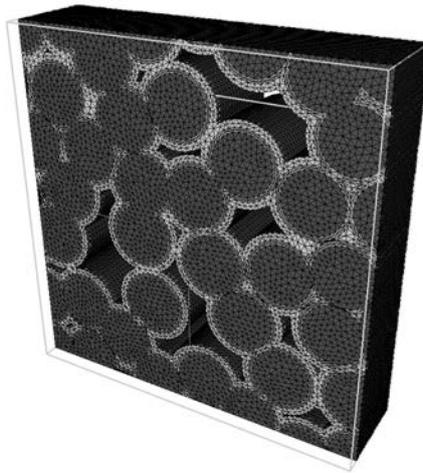


Figure 1 – Maillage EF d'une cellule élémentaire représentative d'un fil CMC.

mécanique de ces cellules ont été vérifiées : les résultats des calculs montrent que des cellules contenant de 20 à 30 fibres sont suffisantes pour obtenir une estimation correcte des propriétés effectives d'un fil complet.

3.2 Cellules élémentaires à l'échelle mésoscopique

Les cellules élémentaires à l'échelle du renfort tissé sont réalisées en deux étapes. La première consiste à calculer la géométrie de la préforme tissée à partir de la séquence de tissage et des propriétés géométriques des fils. La géométrie de la préforme est obtenue en minimisant l'énergie de flexion des fils [7]. La seconde étape consiste à générer un modèle volumique du renfort tissé et de la matrice à partir de la géométrie de la préforme. Un maillage surfacique de chaque fil est tout d'abord réalisé. Le renfort est obtenu en assemblant les maillages des fils. Le maillage de la matrice s'obtient quant à lui en dilatant les maillages des fils de l'épaisseur de matrice déposée, et en retirant le volume correspondant initialement aux fils (Figure 2). Les opérations booléennes (union, soustraction) entre les différentes entités sont directement réalisées sur les maillages [8]. Le maillage final de la cellule complète s'obtient en fusionnant les maillages du renfort et de la matrice.



Figure 2 – Modèles volumiques du renfort tissé et de la matrice dans le cas d'un composite tissé à matrice céramique.

4 Mise en oeuvre du modèle DMD

4.1 Identification et validation du modèle pour le matériau 2.5D-C/SiC

L'identification du modèle DMD a été menée pour un matériau composite tissé multicouche à matrice céramique, 2.5D-C/SiC. Les variables d'endommagement ont été définies afin de décrire les principaux mécanismes d'endommagement observés expérimentalement : à l'échelle microscopique, il s'agit de la fissuration matricielle intrafil et des ruptures de fibres, à l'échelle mésoscopique, de la fissuration matricielle interfil et de la fissuration transverse des fils. Chaque mécanisme de fissuration est accompagné de décohésions aux interfaces fibre/matrice et fil/matrice. L'effet des différents modes d'endommagement est calculé en introduisant des états d'endommagement représentatifs des scénarios observés expérimentalement dans des cellules élémentaires (Figure 3). Les propriétés effectives des fils sont obtenues par homogénéisation de cellules endom-

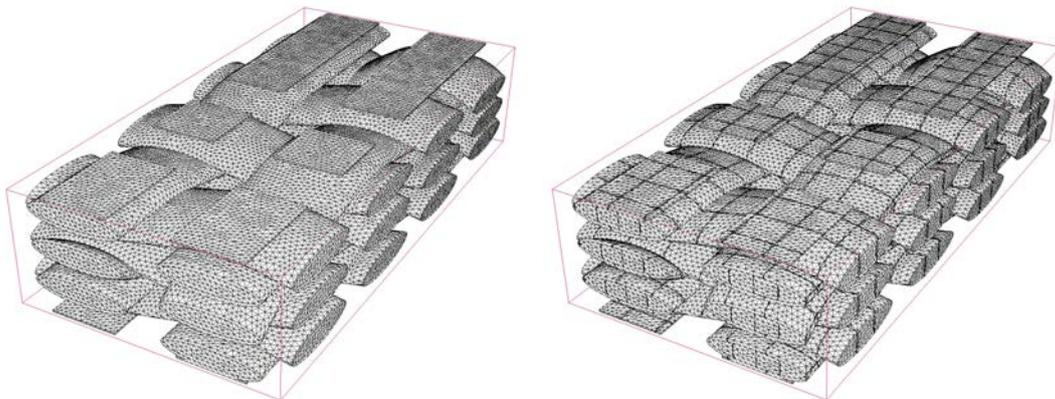


Figure 3 – Introduction de l'endommagement dans une cellule élémentaire représentative du matériau 2.5D-C/SiC à l'échelle mésoscopique : (a) cellule initiale, (b) cellule endommagée.

magées à l'échelle microscopique. Puis, les propriétés macroscopiques du matériau sont obtenues par homogénéisation des cellules élémentaires mésoscopiques. A partir des résultats de ces calculs d'homogénéisation, des surfaces de réponses sont construites par interpolation. Ces surfaces permettent alors d'estimer les propriétés effectives du matériau pour un état d'endommagement quelconque. Les cinétiques d'endommagement des différents mécanismes sont ensuite identifiées à partir d'un seul essai de traction dans les axes du renfort. Le modèle DMD a ensuite été validé sur des essais de tractions hors-axe à $22,5^\circ$ et 45° (Figure 4). L'identification numérique des effets de l'endommagement permet de prévoir correctement les couplages traction/cisaillement et leurs effets sur le comportement effectif du matériau. De plus, les couplages sont directement déterminés grâce aux surfaces de réponses, et il n'est pas nécessaire d'introduire de paramètres matériaux supplémentaires.

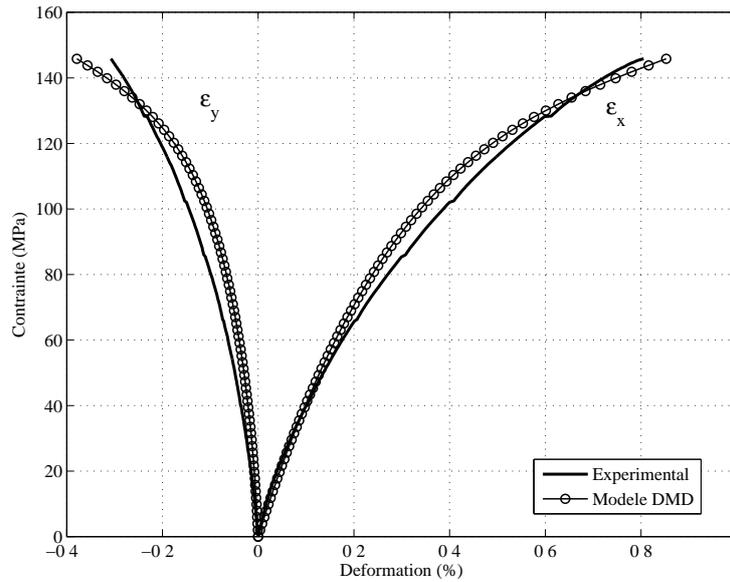


Figure 4 – Courbe de comportement expérimentale et simulée pour un essai de traction hors-axe à 45° pour le matériau 2.5D-C/SiC.

4.2 Application au calcul de structure

Le modèle DMD a été implanté dans le code de calcul ZéBuLoN et appliqué à des cas simples de calcul de structure : éprouvette à double entaille décalées, plaque en torsion, et dépliage de cornière. Les résultats obtenus avec le modèle DMD ont été comparés à ceux d'un modèle macroscopique de référence [9]. Dans tous les cas considérés, le modèle DMD se comporte au moins aussi bien que le modèle de référence au niveau de la réponse globale de la structure (voir par exemple, Figure 5). Par rapport à un modèle macroscopique classique, le modèle DMD permet

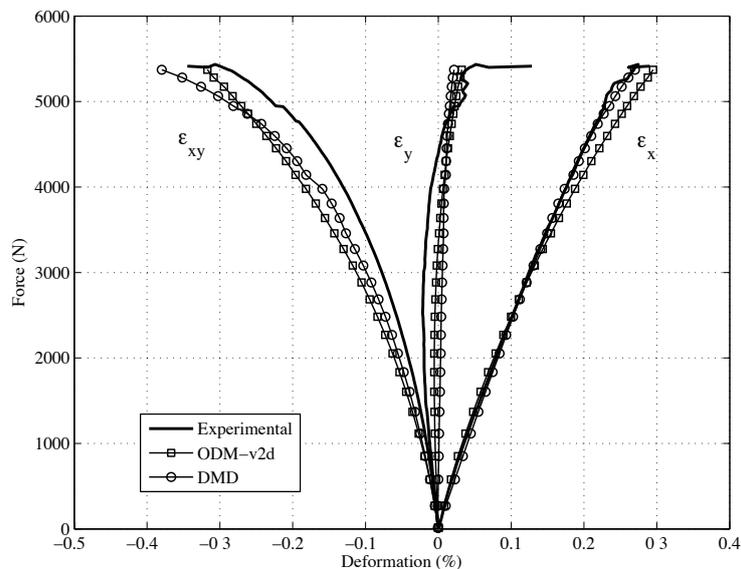


Figure 5 – Comparaison des courbes force/déformation expérimentales et simulées pour les modèles ODM (référence) et DMD pour un essai de traction sur éprouvette à double entaille décalées pour le matériau 2.5D-C/SiC.

en outre d'accéder directement à la description locale de l'état d'endommagement (densités de fissure, longueurs de décohésion) aux différentes échelles du matériau.

5 Conclusion

Une approche multiéchelle du comportement mécanique des matériaux composites tissés a été proposée. Cette approche originale, DMD, repose sur une description de la microstructure (arrangement et propriétés de constituants) et des principaux mécanismes d'endommagement identifiés expérimentalement. La loi de comportement correspondante est définie à partir de variables internes à caractère physique qui représentent directement l'état de fissuration du matériau. Cette formulation permet d'obtenir une loi de comportement macroscopique homogénéisée mais définie à partir d'une description de l'état de fissuration aux échelles inférieures. La mise en oeuvre du modèle DMD a nécessité le développement de programmes de modélisation de microstructures et de modules de calcul spécifiques : construction et maillage de cellules élémentaires aux échelles microscopiques et macroscopiques, introduction de l'endommagement sous forme discrète, et calcul des propriétés effectives par homogénéisation périodique. Le modèle DMD a été identifié pour un composite tissé à matrice céramique et validé sur différents essais de traction hors-axe. A partir d'une identification réalisée dans les axes, le modèle DMD permet de prévoir correctement le comportement du matériau pour des sollicitations de traction hors-axes et de cisaillement. Dans un cadre de calcul de structure, les simulations réalisées avec le modèle DMD ont donné des résultats tout à fait comparables en terme de réponse globale de la structure à ceux obtenus avec un modèle macroscopique de référence. Le modèle DMD, de par sa nature multiéchelle, permet également d'accéder directement à la description locale de l'état de fissuration.

Références

- [1] C. Huchette. *Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés*, Thèse de doctorat, Université Paris 6, 2005.
- [2] D. Marsal. *Modélisation multi-échelle de l'endommagement des stratifiés sous sollicitation hors-plan*, Thèse de doctorat, ENS Cachan, 2005.
- [3] P. Lemaitre, J.-L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides*, Dunod, 1985.
- [4] G. Couégnat. *Approche multiéchelle du comportement mécanique des matériaux composites à renfort tissé*, Thèse de doctorat, Université Bordeaux 1, 2008.
- [5] A. Caiazzo, F. Costanzo. On the constitutive relations of materials with evolving microstructure due to microcracking. *International Journal of Solids and Structures*, 37, 3375–3398, 2000.
- [6] D. Jeulin. Caractérisation morphologique et modèles de structures aléatoires. *Homogénéisation en mécanique des matériaux*, Hermès, 95–132, 2001.
- [7] S. Lomov, A. Gusakov, G. Huysmans, A. Prodromou, I. Verpoest. Textile geometry preprocessor for meso-mechanical models of woven composites. *Composites Science and Technology*, 60, 2083–2095, 2000.
- [8] S.H. Lo, W.X. Wang. Finite element mesh generation over intersecting curved surfaces by tracing neighbours. *Finite Elements in Analysis and Design*, 41, 351–370, 2005.
- [9] J.-F. Maire, P. Lesne. A damage model for ceramic matrix composites. *Aerospace Science and Technology*, 1, 259–266, 1997.