



HAL
open science

Modélisation multiphysique pour la prédiction de la durée de vie d'un composite à matrice céramique autocicatrisante

Emmanuel Baranger, Christophe Cluzel, Laurent Baroumes

► **To cite this version:**

Emmanuel Baranger, Christophe Cluzel, Laurent Baroumes. Modélisation multiphysique pour la prédiction de la durée de vie d'un composite à matrice céramique autocicatrisante. CFM 2009 - 19ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2009, Marseille, France. hal-03390743

HAL Id: hal-03390743

<https://hal.science/hal-03390743>

Submitted on 21 Oct 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.

Modélisation multiphysique pour la prédiction de la durée de vie d'un composite à matrice céramique autocicatrisante

E. BARANGER^a, C. CLUZEL^{a,b}, L. BAROUMES^c

a. LMT Cachan (ENS Cachan/CNRS/UPMC/PRES UniverSud Paris), 61 av. du pdt. Wilson, 94230 Cachan

b. IUT SGM, rue du père Jarlan, 91025 Evry

c. Snecma Propulsion Solide (Groupe SAFRAN), Les 5 chemins, 33187 Le Haillan Cedex

Résumé :

Un macro-modèle est utilisé pour simuler le comportement et pour prédire la durée de vie d'un matériau composite à matrice céramique autocicatrisante. Il couple mécanique et physico-chimie afin de décrire les processus de fissuration, cicatrisation et dégradation des fibres en ambiance oxydante. Ce modèle construit à partir de micro-modélisations est en partie identifié par des essais sur constituants de base. Une illustration de ses possibilités prédictives est donnée pour des hautes températures.

Abstract :

A macro model is used to simulate the behavior and to predict the lifetime of a ceramic matrix composite with a self healing matrix. It couples mechanics and physico-chemistry in order to describe matrix cracking, healing and fibers oxidation phenomenon. This model, built from micro models, is partially identified from experiments on its basic components. Its predictive possibilities are illustrated for high temperatures.

Mots clefs : multi physiques, composite à matrice céramique, auto-cicatrisant

1 Introduction

Les composites à matrice céramique SiC/SiC présentent de bonnes propriétés mécaniques y compris pour des hautes températures en ambiance oxydante. De plus, l'utilisation de matrices dites auto cicatrisantes augmente leur durée de vie de manière considérable [1]. De nouvelles applications sont donc à présent envisagées, celles-ci requièrent des durées de vie de plusieurs dizaines de milliers d'heures. De telles durées rendent difficile et coûteuse une campagne de validation expérimentale, des modèles prédictifs robustes sont alors nécessaires. La confiance accordée à ce type de modèle repose alors directement sur la compréhension des différents mécanismes de dégradation / cicatrisation en présence ainsi qu'à leur introduction dans la modélisation.

Les différents mécanismes de dégradation / cicatrisation se distinguent en trois grandes catégories. Les dégradations d'origine mécanique sont liées à la formation de différents réseaux de fissures au sein de la matrice et des fils. Le réseau de fissures au sein de ce matériau étant un passage privilégié pour l'oxygène, il convient de le décrire correctement pour permettre le traitement de l'oxydation. Ce réseau est dans un premier temps orienté par la direction de la charge et localisé dans la matrice inter-fils puis les fils canalisant les contraintes, les fissures se réorientent dans les directions du tissu et se développent dans les fils d'abord orthogonalement aux fibres, puis parallèlement lorsqu'elles sont déviées par l'interface fibre/matrice. La deuxième catégorie concerne la dégradation / cicatrisation de la matrice et est associée à des mécanismes physico-chimiques. Les fissures transverses intra-fils sont un chemin privilégié permettant d'amener l'oxygène jusqu'aux fibres. Afin de ralentir la progression de l'oxygène dans le matériau, la société Snecma Propulsion Solide propose une gamme de composites à matrice céramique multicouche auto-cicatrisante permettant d'atteindre des durées de vie très importantes grâce à l'ajout de bore dans certaines couches de matrice. Sous atmosphère oxydante, ces couches forment un verre qui remplit les fissures et joue le rôle de bouchon en ralentissant la diffusion de l'oxygène. La troisième catégorie concerne la dégradation des fibres. Cette dernière, pilotant la rupture du composite, est attribuée à la propagation de microfissures dans la fibre plus ou moins rapide en fonction de niveau de contrainte appliquée et de la pression partielle d'oxygène. L'oxydation de l'interface et des fibres étant limitée par le processus de cicatrisation, la durée de vie est très nettement augmentée [2]. Dans ces deux dernières catégories, la température joue un rôle important en accélérant les différents mécanismes et donc en changeant les rapports de force dans la compétition dégradation / cicatrisation de la matrice.

L'objectif de ce papier est de montrer comment s'opère le couplage entre modélisation mécanique et modélisation physico-chimique, dans le but de prédire la durée de vie du composite. La possibilité d'une modélisation enrichie dans la gamme haute température (entre 650°C et 800°C) sera étudiée. Dans cette gamme, très peu de résultats expérimentaux sur éprouvettes sont exploitables.

De nombreux modèles s'attachent à décrire le comportement mécanique de composites à matrice céramique. Ceux-ci peuvent se baser sur des approches micro-mécaniques comme [3, 4] ou sur des approches plus macroscopiques utilisant la mécanique de l'endommagement [5] par exemple. De plus, les outils de modélisation numérique sont de plus en plus utilisés pour prédire le comportement de tels composites à renfort tissés [6]. D'autre part, de nombreuses données sont disponibles à l'échelle des constituants élémentaires : dégradation des fibres [7], oxydation de la matrice [8], rupture et usure des interfaces. Cependant, peu de modèles font le pont entre échelle micro et échelle macro. On peut trouver par exemple [9, 10] mais pour des très hautes températures (supérieures à 800°C) en ambiance radioactive sur des durées de vie relativement faibles. Le modèle utilisé ici [11] est une évolution des travaux de [5, 12]. Il a été développé par [13] on ajoutant une composante physico-chimique permettant d'accéder au calcul de la durée de vie. Ce modèle a été identifié et validé sur une gamme de températures basses dans [14].

Le papier se divise en 3 parties. La première présente le couplage entre les deux physiques étudiées et met en avant les propriétés des modélisation associées. La deuxième partie présente brièvement les modélisation mécaniques et physico-chimiques. La troisième partie propose des évolutions possibles du modèle pour aller vers des hautes températures (650-800°C).

1.1 Couplage entre mécanique et physico chimie

Le matériau étudié fait apparaître trois grandes classes de mécanismes. Les mécanismes de dégradation mécaniques : fissuration matricielle inter et intra fils, rupture fragile des fibres. Les mécanismes de dégradation / cicatrisation physico-chimiques : oxydation matricielle, diffusion, dégradation des fibres en ambiance oxydante. Dans le cadre d'un modèle permettant de prédire uniquement le comportement mécanique, la description de la première classe suffit. Par contre, pour avoir accès à la durée de vie, il faut à la fois prendre en compte la dégradation des fibres (physico-chimie et mécanique) et leur rupture fragile (mécanique) en fonction de la cicatrisation (physico-chimie).

Afin de permettre la prise en compte de chargements thermiques, chimiques et mécaniques complexes dans la prévision de la durée de vie, le couplage entre mécanique et physico-chimie est effectué grâce à l'utilisation d'un modèle portant sur une fissure moyenne. La géométrie de cette fissure est donnée par une analyse morphologique du matériau ainsi qu'un indicateur macroscopique. Au sein de cette fissure, les différents mécanismes physico-chimiques sont mis en place et permettent de simuler le flux d'oxygène arrivant sur les fibres et ainsi piloter leur dégradation.

La physico-chimie n'ayant pas d'impact sur le comportement (sauf sur la rupture fragile), le traitement peut être séquentiel : mécanique, physico-chimie, rupture des fibres. Il ne s'agit donc pas d'un couplage fort entre les physiques. L'identification de ce modèle est à la fois macroscopique et microscopique.

Le modèle mécanique doit permettre d'accéder non seulement au comportement macroscopique mais aussi à un indicateur macroscopique d'ouverture des fissures transverses intra-fil. Ces fissures permettent l'accès de l'oxygène au niveau des fibres. L'identification d'une loi donnant l'évolution de l'ouverture des fissures en fonction du chargement (potentiellement complexe) est difficilement réalisable. Une modélisation micro de type [3, 4] améliorée est alors utilisée et recalée de manière à retrouver le comportement macroscopique du composite lors d'un chargement dans l'axe des fils. Une fois ce modèle recalé, il permet de faire un lien explicite entre ouverture des fissures et variables d'endommagement macroscopique par une méthode de *virtual testing*. Par exemple, pour le fil dans la direction 1 :

$$d_{fil\ 1} = (a\phi(N) + b)\Delta C_{fil\ 1}^{fissures\ trans\ intra\ fils} \quad (1)$$

$$h_{fil\ 1}^{moy} = \frac{1}{d_{fil\ 1}} \left(K_1 \varepsilon_{fil\ 1}^{plast} + K_2 \sigma_{moyen} \Delta C_{fil\ 1}^{fissures\ trans\ intra\ fils} \right) \quad (2)$$

$C_{fil\ 1}^{fissures\ trans\ intra\ fils}$ désigne l'endommagement correspondant aux fissures transverses intra-fils dans la direction 1. $d_{fil\ 1}$ est la densité de fissures, N le nombre de cycles dans le cas d'un chargement de fatigue. Dans la deuxième expression $h_{fil\ 1}^{moy}$ est l'ouverture moyenne (au cour d'un cycle de chargement) des fissures transverses intra-fils dans la direction 1, $\varepsilon_{fil\ 1}^{plast}$ la déformation plastique dans ce toron. Les autres coefficients sont des constantes identifiées.

Le modèle physico-chimique, quant à lui, décrit les différents mécanismes élémentaires tels que la diffusion, la formation d'oxyde de bore ou encore la volatilisation. Ainsi, la prise en compte de chargement complexe peut être effectuée de manière robuste, bien que la gestion de l'extension du volume d'oxyde au sein de la fissure reste complexe. La majeure partie des ces modèles élémentaires est identifiée à partir d'essais à l'échelle micro sur composant élémentaires (fibres, pastilles de matrice,...).

2 Modélisation des différents mécanismes physiques

2.1 Modélisation de la fissuration

Le comportement macroscopique du composite est décrit à l'aide d'un modèle d'endommagement anisotrope basé sur les travaux de [15, 12] et décrit dans [13]. Le modèle proposé permet la prise en compte d'une cinématique d'endommagement quelconque, ainsi que l'aspect unilatéral des mécanismes de fermeture des fissures. Pour cela, la densité d'énergie de déformation est prise sous la forme :

$$e_d = \frac{1}{2} [Tr[(C^0 + \Delta C)\sigma_+\sigma_+] + Tr[\Delta Z\sigma\sigma] + Tr[C_0 < \sigma >_- < \sigma >_-]] \quad (3)$$

Où ΔC et ΔZ sont des tenseurs de souplesse (d'ordre quatre) correspondant à l'endommagement, respectivement activés en traction et en traction/compression. C_0 est la souplesse initiale du matériau. Grâce à l'introduction des parties positives σ_+ (au sens de l'endommagement) et négative $< \sigma >_-$ (au sens classique), le potentiel introduit est continûment différentiable.

Quant à lui, le cumul d'endommagement est décrit par la somme des tenseurs de souplesse associés à chaque réseau de fissure :

$$\Delta C = \sum_{r \in \text{Reseaux}} \Delta C_{fil\ 1}^r + \Delta C_{fil\ 2}^r \quad (4)$$

$$\Delta Z = \sum_{r \in \text{Reseaux}} \Delta Z_{fil\ 1}^r + \Delta Z_{fil\ 2}^r \quad (5)$$

L'évolution de ces différentes variables d'endommagement est donc fixée par les différentes lois d'évolution qui leur sont associées. Ceci permet par la suite de relier une variable d'endommagement à l'indicateur d'ouverture des fissures présenté plus haut. Toute la difficulté réside dans l'identification de ces lois pour des plages de chargement durant lesquelles des mécanismes se recouvrent et ont les mêmes effets. Le modèle proposé permet la prise en compte de chargement multi-axiaux cycliques ou non.

2.2 Modélisation des mécanismes d'oxydation / cicatrisation

La modélisation de la diffusion repose sur une discrétisation filaire de la fissure moyenne étudiée. On considère alors, dans cette fissure, un volume d'oxyde de taille variable jouant le rôle de bouchon. Un problème de diffusion / réaction est résolu sur cette géométrie afin :

- de connaître la quantité d'oxygène vue par les fibres au cours du temps ;
- de calculer le volume d'oxyde créé (oxydation de la matrice) ou volatilisé.

Sur la figure 1, une schématisation du système de cicatrisation près des fibres est présentée (à gauche). Deux configurations de bouchon (formé d'un oxyde B_2O_3) y sont représentées, en gris foncé et gris clair. Sur la même figure, à droite, est représenté l'équivalent filaire (dans la configuration de bouchon gris clair i.e. une cicatrisation active).

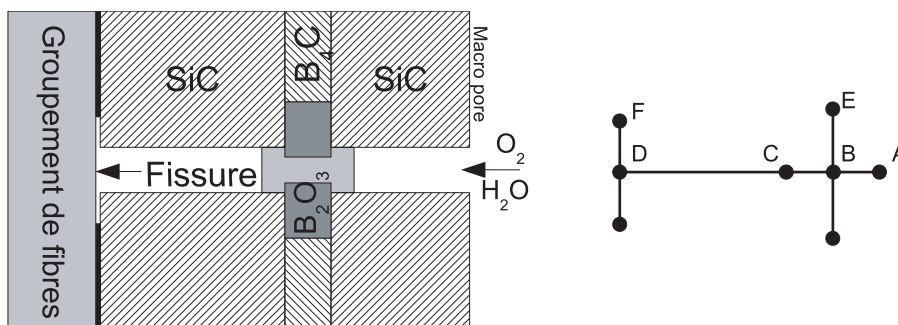


FIG. 1 – Schéma de protection des fibres par la matrice autocicatrisante B_4C , sans Sealcoat.

Chaque branche du "circuit" est modélisée avec les lois de Fick. En fonction de la présence ou non de bouchon, le coefficient de diffusion pris en compte est modifié. Une pression partielle d'oxygène est imposée en A. En E et F, les cinétiques de réaction de l'oxygène avec B_4C ou l'interphase de pyrocarbone sont introduites. En particulier, en E, la consommation d'oxygène par la couche matricielle B_4C permet de générer un volume d'oxyde (le bouchon). Dans ce cas, le flux d'oxyde créé est proportionnel au flux d'oxygène arrivant en E. Ce coefficient de proportionnalité fait intervenir les coefficients stoechiométriques de la réaction ainsi que des volumes molaires. En fonction du volume d'oxyde créé, et de celui volatilisé en A en présence de vapeur d'eau,

la géométrie du bouchon évolue. Par exemple la longueur BC peut varier entre zéro et la longueur BD. Ce problème devient difficile à résoudre pour des chargements complexes et seul le cas d'un volume d'oxyde connexe est traité. Tous les paramètres identifiés respectent les ordres de grandeur donnés par des observations à l'échelle micro. Seuls les plus incertains sont recalés afin de prédire des durées de vies identiques à celles observées lors des essais de fatigue statique obtenus par exemple par [16].

À partir de ce modèle de diffusion / réaction / écoulement, il est possible de calculer l'évolution de la concentration d'oxygène au droit des fibres i.e. en D (notée $C_{O_2}[D]$). Cette concentration est utilisée pour piloter la dégradation des fibres comme suit :

$$\frac{d\sigma_{fil1}^{rupture}}{dt} = \alpha(T)C_{O_2}[D] \quad (6)$$

Cette loi donne l'évolution de la contrainte seuil de rupture des fibres dans la direction 1 en fonction du chargement thermique et de la concentration d'oxygène. Elle permet en outre de simuler des chargements complexes. La durée de vie du matériau sera alors atteinte lorsque la contrainte seuil de rupture des fibres atteint le chargement mécanique dans la direction correspondante.

3 Évolutions de la modélisation : vers les hautes températures

Les travaux sur les fibres [7] et sur l'oxydation / cicatrisation d'une couche matricielle [8] ont permis l'identification des fenêtres "micro" du modèle jusqu'à 800°C. Le modèle présenté a été validé sur composite, par rapport à la durée de vie, sur une gamme de température 450°C-600°C et pour une plage de contraintes allant de 80 MPa à 300 MPa sous chargement statique dans l'axe des fibres. Pour de plus hautes températures, de 650°C à 800°C, des essais sur composites ont été effectués en morts froids et mettent en évidence des ruptures hors zone utile et donc pour une gamme de température inférieure à celle désirée et dans la gamme déjà validée. La simulation basée sur une unique protection par un bouchon d'oxyde de bore dans les fils ne permet pas de prédiction cohérente avec les dernières données expérimentales. Un nouveau mécanisme est donc envisagé. L'objectif ici est donc d'utiliser le modèle pour quantifier l'influence des différents scénarios sur l'évolution de la durée de vie dans cette gamme de température. Pour cela, on pourra agir sur différents mécanismes physico-chimiques supplémentaires :

- l'enrichissement en silice de l'oxyde cicatrisant diminue le coefficient de diffusion dans l'oxyde ainsi que la vitesse de volatilisation du nouveau mélange ;
- la température augmentant, de nouvelles couches matricielles composées de SiBC sont potentiellement mises en jeu ;
- une protection extérieure par le seal coat peut être activée.

Le premier point est simple à prendre en compte. En effet, la composition de l'oxyde enrichi est connue en fonction de la température. Il suffit alors d'utiliser le coefficient de diffusion du nouveau composé avec les données de [17, 18]. Mais cette évolution ne permet pas une augmentation de la durée de vie simulée suffisante pour expliquer les essais à 750°C.

Le deuxième point n'est pas évident à prendre en compte. En effet, la couche de SiBC réagissant avec l'oxygène forme une couche de silice qui vient isoler cette couche matricielle. Cependant, au contact du B_2O_3 formé par oxydation du B_4C , la couche de silice est dissoute et alors la couche de SiBC peut participer à la cicatrisation par la formation de B_2O_3 . La taille de la couche matricielle participant à la cicatrisation est donc évolutive. Les informations relatives à ce mécanisme ne sont pas suffisantes pour tester ce mécanisme.

Le dernier point consiste à prendre en compte un système de cicatrisation dont la composition est proche de celui déjà modélisé car faisant intervenir des couches de B_4C . Dans ce cas, les fibres sont protégées par deux bouchons de cicatrisation placés en série (figure 2). Le bouchon extérieur (Sealcoat) contient des couches de matrice cicatrisante très épaisses. Cependant les fissures apparaissant dans le seal coat sont aussi très ouvertes. La cicatrisation de ces fissures est donc relativement lente mais très efficace une fois installée. Ce bouchon limite la diffusion de l'oxygène vers le coeur du matériau ainsi que celle de la vapeur d'eau, accélérateur de la volatilisation. Le bouchon intérieur (au sein des fils) contient des couches de matrice cicatrisante peu épaisses. Les fissures présentes sont aussi peu ouvertes. La cicatrisation de ces fissures est très rapide mais d'une efficacité limitée. Le problème ici est de prédire les scénarios de cicatrisation liés à la présence des deux bouchons.

La figure 3 donne l'évolution, simulée, de la durée de vie du composite en fonction de la température avec ou sans prise en compte du seal coat dans le système de cicatrisation. Cette durée de vie est directement reliée au cumul de pression partielle d'oxygène vu par les fibres. On peut remarquer que pour des températures inférieures à 650°C, les deux courbes sont superposées. Dans ce cas, le seal coat n'a pas le temps d'être de cicatriser et la durée de vie est uniquement liée à la protection due au bouchon intérieur. Au delà de 650°C, la cicatrisation dans le seal coat devient active avant la perte totale d'efficacité du bouchon intérieur et la durée de vie est très nettement augmentée.

4 Conclusion

Une modélisation multi-physique a été proposée afin de prédire la durée de vie de composites à matrice céramique auto-cicatrisante. Cette modélisation macroscopique repose sur deux parties. La première est un modèle macro-

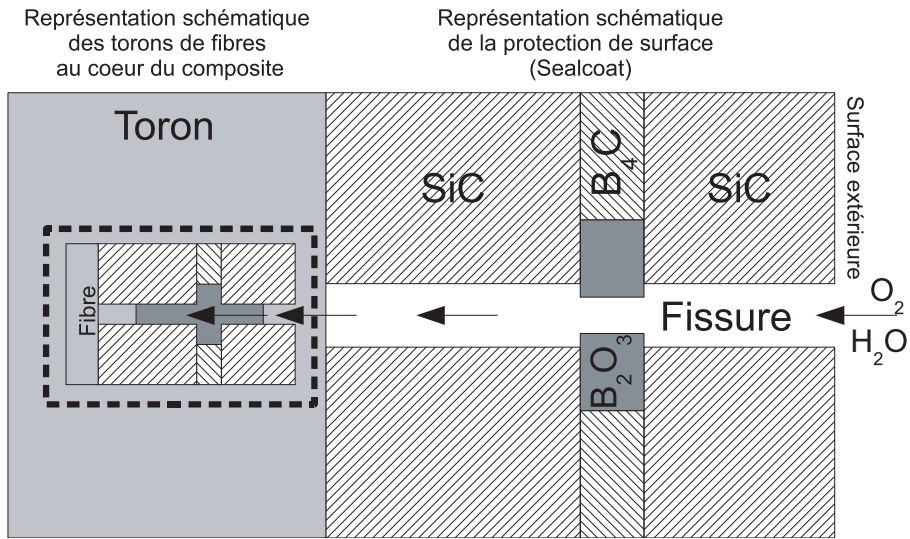


FIG. 2 – Schéma de protection des fibres par la matrice autocicatrisante B_4C , avec Sealcoat.

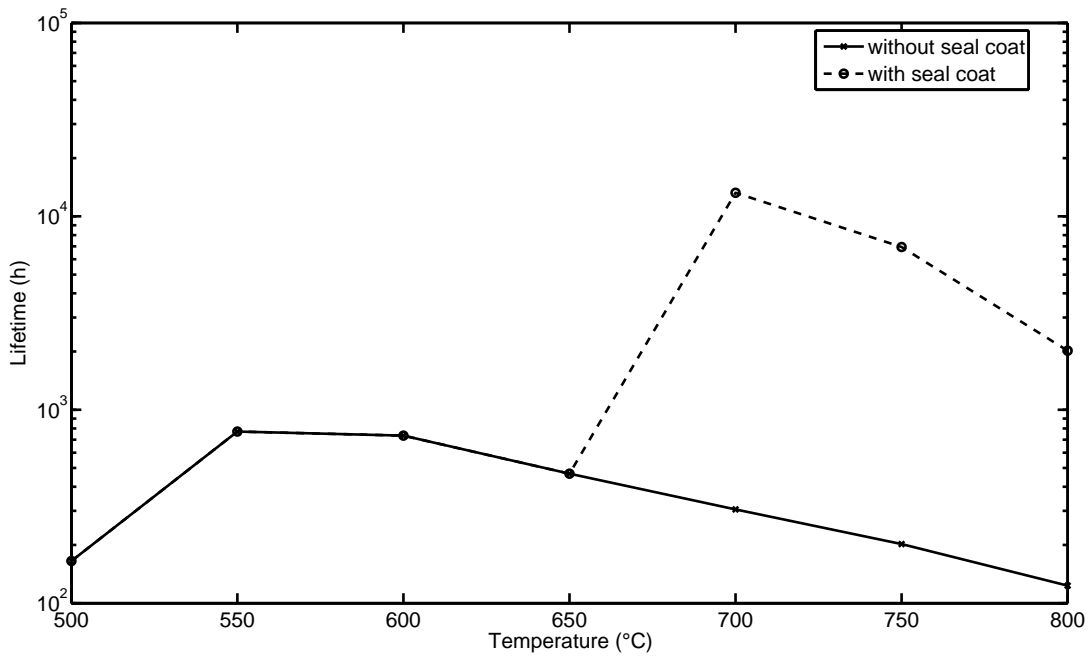


FIG. 3 – Évolution de la durée de vie en fonction de la température : influence du seal coat.

scopique de comportement basé sur la théorie de l'endommagement anisotrope. Celui-ci permet la description séparée des différents réseaux de fissure. En particulier, il est possible de construire un indicateur macroscopique d'ouverture des fissures transverses intra-fils. Cet indicateur est le point de jonction entre la partie mécanique du modèle et la partie physico-chimique. La deuxième partie du modèle concerne la physico-chimie et s'attache à décrire, au sein d'une fissure modèle, les mécanismes de cicatrisation de la fissure ainsi que la dégradation des fibres en ambiance oxydante.

Dans ce papier, les possibilités offertes par le modèle pour étendre sa plage de validité à des températures supérieures à 650°C a été étudiée. Pour cela, les modifications de différents paramètres issus de considérations physiques ont été étudiées comme par exemple une augmentation du coefficient de diffusion prenant en compte la prise en charge en silice du bouchon d'oxyde, la diminution de sa volatilisation ou encore la présence d'un deuxième bouchon de cicatrisation dans le seal coat.

Références

- [1] Lamouroux F., Bertrand S., Pailler R., Naslain R., and Cataldi M. Oxidation-resistant carbon-fiber-reinforced ceramic-matrix composites. *Composites Science and Technology*, 59, 1073–1085, 1999.
- [2] Forio P. and Lamon J. Fatigue behavior at high temperatures in air of a 2D SiC/Si-B-C composite with a self-healing multilayered matrix. *Ceramic Transactions*, 128, 127–141, 2001.
- [3] Aveston J., Cooper G., and Kelly A. Single and multiple fracture. In *Proceedings of conférence on the properties of fibre composites of the national physical laboratory*, volume 4, pages 15–26. IPC Sci. Technol. Press, 1971.
- [4] Rouby D. and Reynaud P. Fatigue behaviour related to interface modification during load cycling in ceramic-matrix fibre composites. *Composites Science and Technology*, 48, 109–118, 1993.
- [5] Gasser A., Ladevèze P., and Poss M. Damage mechanisms of a woven SiC/SiC composite : modeling and identification. *Composites Science and Technology*, 56, 779–784, 1996.
- [6] Couégnat G., Carrère N., Martin E., and Lamon J. Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé. In *JNC15 : 15èmes journées natioanles pour les composites*, 2007.
- [7] Gauthier W., Lamon J., and Pailler R. Fatigue statique de monofilaments et de fils SiC Hi-Nicalon à 500 et 800°C. *Revue des Composites et Matériaux Avancés*, 16, 221–41, 2006.
- [8] Rebillat F., Martin X., and Guette A. Kinetic oxidation laws of boron carbide in dry and wet environments. In *Proceedings of HT/CMC 5 Conference*, pages 321–326, 2004.
- [9] Jones R., Henager C., and Windisch C. High temperature corrosion and crack growth of SiC/SiC at variable oxygen partial pressures. *Materials Science and Engineering A*, 198, 103–112, 1995.
- [10] Jones R. and Henager C. Subcritical crack growth processes in SiC/SiC ceramic matrix composites. *Journal of European Ceramic Society*, 25, 1717–1722, 2005.
- [11] Cluzel C., Baranger E., Ladevèze P., and Mouret A. Mechanical behaviour and lifetime modelling of self-healing ceramic matrix composites subjected to thermomechanical loading in air. *Composites Part A*, 2008.
- [12] Ladevèze P. An anisotropic damage theory with unilateral effects : Applications to laminates and to three and four-dimensional composites. *Continuum Damage Mechanics of Materials and Structures*, pages 205–233, 2002.
- [13] Letombe S., Cluzel C., and Ladevèze P. A macroscopic model coupling oxidation and damage for CMCs. In *JNC13 : 13èmes journées natioanles pour les composites*, pages 713–722, 2003.
- [14] Baranger E., Cluzel C., Ladevèze P., and Mouret A. Identification and validation of a multi-physic macro model for the lifetime prediction of self-healing ceramic matrix composites. In *ECCM13*, 2008.
- [15] Ladevèze P. Sur une théorie de l'endommagement anisotrope. Rapport interne n. 34, LMT-Cachan, 1983.
- [16] Moevus M., Rouby D., Godin N., R'Mili M., Reynaud P., Fantozzi G., and Farizy G. Analysis of damage mechanisms and associated acoustic emission in two SiC/[Si-B-C] composites exhibiting different tensile behaviors. Part I : Damage patterns and acoustic emission activity. *Composites Science and Technology*, 68, 1250–1257, 2008.
- [17] Garitte E. and Rebillat A., F. and Guette. B4C as the precursor of the healing in a SiC/SiC composite : behavior under wet atmosphere. In *ECCM12*, Porto, 2006.
- [18] Schlichting . Oxygen transport through glass layers formed by a gel process. *J. Non Cryst. Solids*, pages 173–181, 1984.