

Modélisation du comportement mécanique d'un matériau composite Carbone/Carbone pour freinage aéronautique sous l'influence de son environnement.

Modeling the mechanical behavior of a carbon/carbon composite material for aeronautical braking under the influence of its operating environment.

M. Rahard¹, M. Kaminski¹, J.-F. Maire¹, F. Laurin¹, F. Bouillon², V.-I. Prisacari³

1 : DMAS, ONERA
Université Paris-Saclay
F-92322, Châtillon, FRANCE
e-mail : mathis.rahard@onera.fr

2 : Safran Ceramics
105 avenue Marcel Dassault, 33700, Mérignac, FRANCE
e-mail : florent.bouillon@safrangroup.com

3 : Safran Landing Systems
7 rue Général Valérie André, 78140, Vélizy-Villacoublay, FRANCE
e-mail : vasile-ionut.prisacari@safrangroup.com

Résumé

Le but de cette étude est de proposer un modèle, capable de décrire le comportement et l'endommagement d'un matériau composite carbone/carbone (C/C) constituant les disques des freins aéronautiques, afin d'estimer la durée de vie de ces derniers tout en considérant l'oxydation du carbone et ses effets sur ses propriétés thermo-mécaniques. En effet, lors de l'atterrissage et du roulage au sol, les températures élevées (400°C à 800°C) et des chargements mécaniques provoquent une oxydation et de l'endommagement affectant les propriétés mécaniques des disques de frein. Ce travail s'effectue en deux phases : l'analyse et la description des différents phénomènes amenant le matériau à se dégrader ; le développement d'une loi de comportement intégrant les effets de l'oxydation et des charges mécaniques. L'objectif est d'intégrer cette loi dans un code éléments finis pour évaluer la durée de vie de pièces en condition d'utilisation réelle.

Abstract

The objective of this study is to develop a model that can describe the behavior and damage evolution of carbon/carbon (C/C) composite materials used in aircraft brakes, with the aim of estimating their service life while taking into account the oxidation of carbon and its effects on the material's thermo-mechanical properties. Indeed, during landing and ground operations, high temperatures ranging from 400°C to 800°C, along with mechanical loads, lead to oxidation and damage that affect the mechanical properties of brake discs. The process is divided into two phases : first, an analysis and description of the various phenomena leading to material degradation ; second, the development of a constitutive law that incorporates the effects of oxidation and mechanical loads. The goal is to integrate this law into a finite element code to assess the lifespan of components under operating conditions.

Mots Clés : CMC, Carbone/Carbone, Oxydation, Endommagement, Modélisation

Keywords : CMC, Carbon/Carbon, Oxidation, Damage, Modeling

1. Introduction

Les composites Carbone/Carbone (C/C) sont considérés comme appartenant à la famille des composites à matrice céramique (CMC). Les C/C sont conçus pour des utilisations dans des conditions extrêmes : fortes contraintes pour des CMC et haute, voire très haute, température (de 400°C à plus de 1000°C). Il existe de nombreux exemples d'applications des C/C dans l'industrie aérospatiale comme

les boucliers thermiques mais c'est le freinage aéronautique qui représente la plus grande consommation de ce matériau. Le matériau de cette étude est issu d'une préforme de fibres de carbone ex-PAN densifiée par CVI (infiltration par voie gazeuse). La préforme est un stratifié de plis à $[0^\circ/\pm\theta]$ puis aiguilletés dans la direction hors-plan *FIG. 1*. Ce composite est utilisé pour sa forte capacité thermique dans les systèmes de freinage. Néanmoins, à partir de 450°C , des phénomènes d'oxydation deviennent importants et entraînent une baisse des propriétés mécaniques du matériau. L'objectif est de développer un modèle pour prédire la durée de vie du C/C, en tenant compte de l'impact de l'oxydation du carbone sur ses caractéristiques thermo-mécaniques. Ce travail s'effectue en deux phases :

- Comprendre et analyser les différents phénomènes amenant le matériau à se dégrader. Cette compréhension permet de définir quels sont les mécanismes à l'ordre 1 à modéliser et à coupler.
- Développer une loi de comportement prenant en compte les effets de l'oxydation et de l'endommagement mécanique et l'intégrer dans un code de calcul aux éléments finis afin d'estimer, par simulation numérique, la durée de vie du matériau.

Des essais à l'UTC-Compiègne [1] et chez Safran permettent d'alimenter le développement du modèle et de comprendre quels sont les paramètres importants à prendre en compte pour réaliser le couplage entre l'endommagement dû aux efforts mécaniques et la dégradation du matériau liée à l'oxydation.

2. Analyse phénoménologique des mécanismes de dégradation

2.1. Comportement du matériau sain à l'ambiante

Comme indiqué sur la *FIG. 5*, les CMC C/C passent d'un comportement linéaire élastique à un comportement non-linéaire endommageable avec des déformations résiduelles. Par ailleurs, les CMC C/C présentent un endommagement préférentiellement orienté par la microstructure [2]. Ces fissures, représentées sur la *FIG. 2*, peuvent apparaître dans différentes proportions en fonction de l'orientation du chargement ou d'autres facteurs propres au matériau. L'analyse de la *FIG. 5* permet de déduire que

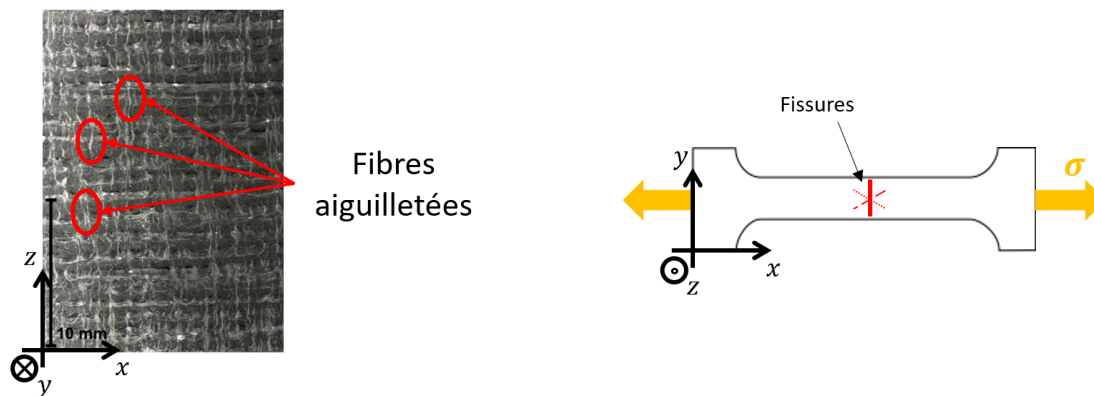


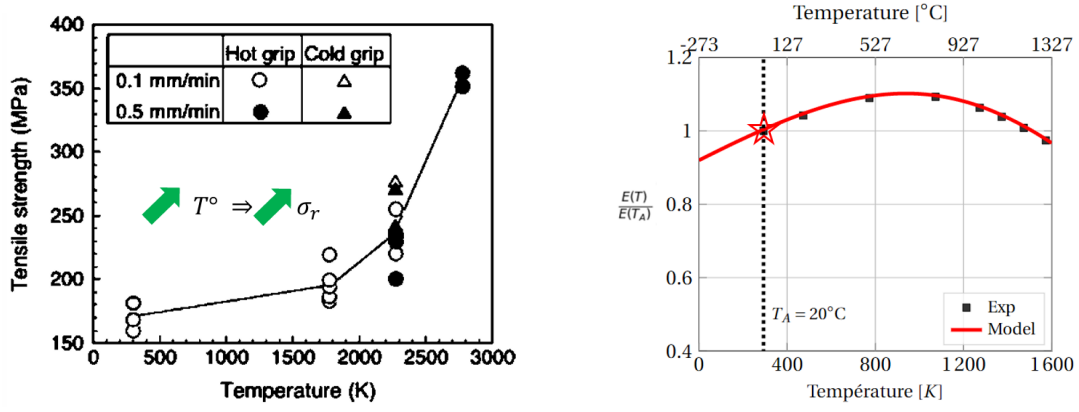
FIG. 1. – Microstructure du CMC C/C. [3] *FIG. 2.* – Orientation des fissures d'un C/C $[0^\circ/\pm\theta]$ endommagé.

la raideur initiale est presque isotrope mais que la cinétique de l'endommagement ne l'est pas.

2.2. Effet de la température sur les propriétés mécaniques

Il est connu que les propriétés des composites C/C, comme la résistance (*FIG. 3a*) et la rigidité (*FIG. 3b*) augmentent, dans un premier temps, avec la température [4]. Les marques noires de la *FIG. 3b* représentent les données expérimentales sur le matériau de l'étude tandis que la courbe rouge représente la loi d'évolution de la rigidité en fonction de la température, notée T , et dont la relation est donnée par Eq. 1.

$$E(T) = E(T_A)F(T) \text{ et } F(T) = k \frac{e^{-\frac{T-T_s}{a_1}}}{1 + e^{-\frac{T-T_s}{a_2}}} \quad (\text{Eq. 1})$$



(a) Contrainte à rupture d'un C/C en fonction de sa température [5] (b) Effet de la température sur le module d'Young E_{xx} du C/C

FIG. 3. – Effets de la température sur le comportement des C/C

Le coefficient k est calculé de façon à ce que $F(T_A) = 1$ ce qui correspond à l'étoile rouge sur la FIG. 3b. Les coefficients matériau à identifier sont donc T_s , a_1 et a_2 .

2.3. Effet de l'oxydation sur le comportement résiduel en traction quasi-statique à l'ambiante

L'aiguilletage et la densification introduisent des défauts initiaux comme des macro-pores dans la microstructure du matériau. Ces pores facilitent une diffusion homogène de l'oxygène dans le composite jusqu'à 750°C . Au delà de cette température, les phénomènes d'effets de surface deviennent significatifs et il n'est plus possible de considérer l'oxydation volumique du matériau comme une hypothèse valide. Usuellement le taux d'oxydation est défini comme la perte de masse par rapport à la masse initiale et est noté Δm . Cependant, pour les CMC C/C, la littérature et les résultats expérimentaux montrent que les effets de l'oxydation, sur la microstructure et les propriétés mécaniques, sont différents en fonction de la température d'oxydation [6]. En effet, comme visible sur la FIG. 5, à droite, pour une même perte de masse globale de 5%, les courbes rouge et violette, correspondant respectivement à $T_{Ox} = 650^\circ\text{C}$ et $T_{Ox} = 480^\circ\text{C}$, ne sont pas identiques. Ces mesures permettent de déduire que l'oxydation diminue le seuil d'endommagement, accélère l'évolution de l'endommagement et amplifie le niveau d'endommagement. Dans la suite, pour la modélisation, l'état de l'oxydation du CMC sera décrit par les variables ξ^m et ξ_k^f étant respectivement la variable d'oxydation associée à la matrice et les variables d'oxydation associées à chacune des directions de fibres au sein du matériau. Ces variables varient de 0 à 1 en suivant une loi d'Arrhenius. Le niveau d'oxydation global, Δm , homogène à une masse, s'obtient grâce à l'Eq. 2 :

$$\Delta m = \xi^m m^m + \sum_k \xi_k^f m_k^f \quad (\text{Eq. 2})$$

La quantité m^m représente la masse initiale de matrice et m_k^f la masse initiale de fibres dans la direction θ_k . En général, la variation de masse Δm est exprimée en pourcentage par rapport à la masse initiale du matériau. Ainsi, une valeur de 0% indique un matériau intact, tandis que 100% représente un matériau entièrement oxydé.

2.4. Fatigue et décohésion fibres/matrice

Il a été observé que, sur le matériau de l'étude, un chargement cyclique à σ_{\max} constant n'induit pas de variation de module après le premier cycle. En revanche, les déformations permanentes augmentent avec le nombre de cycles. Lorsqu'une fissure matricielle est pontée par les fibres, une rupture de l'interface fibre/matrice advient et conduit à une dissipation de l'énergie par frottement [7]. Cette

dissipation se manifeste par l'ouverture des boucles d'hystérésis ainsi que l'augmentation des déformations permanentes du composite car la rugosité de l'interface empêche la fermeture complète des fissures. Par ailleurs, la résistance des fibres peut être dégradée par le glissement cyclique le long de l'interface par un mécanisme d'abrasion. Enfin, lorsque le matériau est endommagé et que les fissures matricielles sont ouvertes, l'oxygène peut plus aisément atteindre les fibres, ce qui dégrade :

- l'interface fibre/matrice en pointe de décohéation et augmente donc les longueurs de décohéation conduisant à une augmentation des déformations permanentes ;
- la surface de la fibre ce qui diminue la rigidité globale du matériau et sa résistance à la rupture.

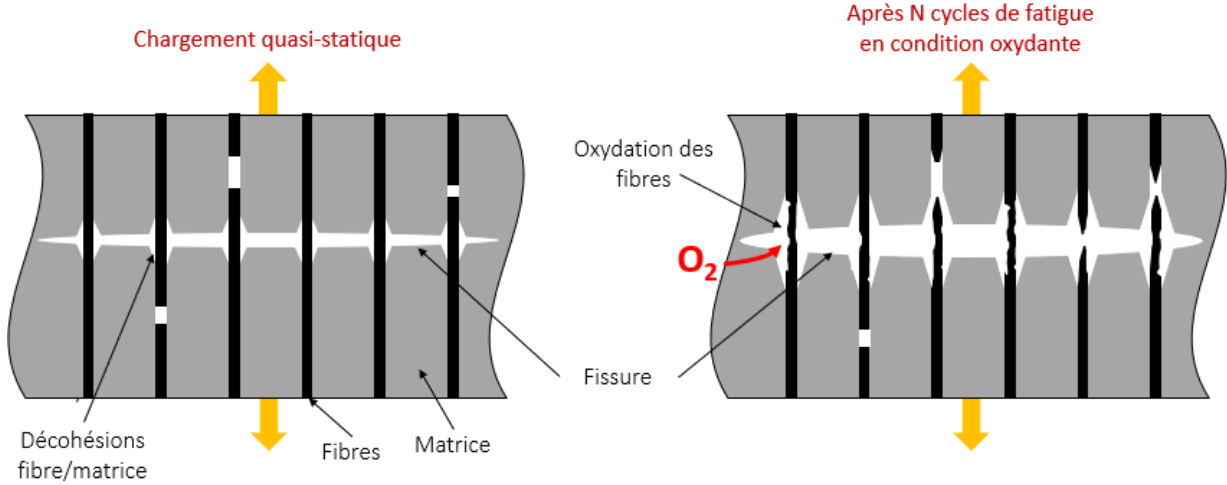


FIG. 4. – Rupture et oxydation des fibres pontant une fissure matricielle.

Les travaux de M. Fradin [8] montrent plus en détail comment l'oxydation affecte les fibres d'un composite C/C dont le phénomène de mise en crayon visible sur la FIG. 4 et le recul de la fibre.

3. Construction d'un modèle couplé "multi-directionnel"

3.1. La loi de comportement

Les phénomènes agissant à l'ordre 1 sur le comportement du matériau et dans la plage d'utilisation industrielle du CMC ($\sigma_{\max} \leq 85\% \sigma_r$ et $T \leq 750^\circ\text{C}$) permettent d'établir un modèle sur la base de leurs compréhension. Ce modèle, que nous nommons *multidirectionnel*, inspiré de la théorie classique des stratifiés, simplifie le matériau complexe en le considérant comme un stratifié équivalent comme cela est fait dans [9]. La loi de comportement globale se présente sous la forme d'une combinaison linéaire de lois de comportements à l'échelle des plis du C/C orientés à θ_k et pondérée par la proportion de plis à θ_k notée c_k :

$$\begin{cases} \sigma_k &= \mathbb{C}_k^{\text{eff}} : (\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}_k^r) + \mathbb{C}_k^{\text{Ox}} : \boldsymbol{\varepsilon}_k^r \\ \boldsymbol{\sigma} &= \sum c_k \boldsymbol{\sigma}_k \end{cases} \quad (\text{Eq. 3})$$

Le tenseur \mathbb{C}_k^{Ox} représente la rigidité d'un pli, sans endommagement mécanique mais potentiellement oxydé (lorsque $\xi_k^f = 0$ on retrouve $\mathbb{C}_k^{\text{Ox}} = \mathbb{C}^0$). Il dépend de la rigidité initiale du pli non-endommagé et non-oxydé, noté \mathbb{C}^0 , ainsi que de la variable d'oxydation ξ_k^f (Eq. 4). Le tenseur des souplesses initial du pli non-endommagé et non-oxydé est noté $\mathbb{S}^0 = (\mathbb{C}^0)^{-1}$.

$$\mathbb{C}_k^{\text{Ox}} = \left(\mathbb{S}^0 + g(\xi_k^f) \mathbb{K} \right)^{-1} \quad (\text{Eq. 4})$$

Il est postulé que la diminution de rigidité induite par l'oxydation est principalement attribuable à l'oxydation des fibres uniquement, et non à celle de la matrice, c'est pourquoi ξ^m n'intervient pas dans

la relation précédente. Il est aussi supposé que la rigidité n'est affectée que dans le sens longitudinal des fibres, donc, dans la base orientée par θ_k , les composantes du tenseur \mathbb{K} sont toutes nulles sauf $(\mathbb{K})_{11} = S_{11}^0$. Le tenseur des rigidités global du matériau non-endommagé mécaniquement, $\mathbb{C}_{\text{global}}^{\text{Ox}}$, est donc la somme des \mathbb{C}_k^{Ox} dans une base commune à $\mathbb{C}_{\text{global}}^{\text{Ox}}$ et pondérée par c_k . Il est possible de montrer qu'avec un empilement $[0^\circ/\pm\theta]$ et $c_k = 1/3$, le tenseur des rigidités global du matériau non-endommagé et non-oxydé $\mathbb{C}_{\text{global}}^0$ sera toujours isotrope même si \mathbb{C}^0 est orthotrope dans les directions privilégiées θ_k .

3.2. L'endommagement matriciel

Le tenseur effectif $\mathbb{C}_k^{\text{eff}}$ (voir Eq. 3) dépend, entre autres, du niveau d'endommagement matriciel d_k qui lui même dépend du chargement ainsi que du taux d'oxydation matriciel ξ^m :

$$\frac{dd_k}{dt} = (d_k - d^\infty) \left\langle \frac{y_{\text{max}_k} - y_k^0(\xi^m)}{y_k^c(\xi^m)} \right\rangle^p \left\langle \frac{dy_{\text{max}_k}}{dt} \right\rangle_+ \quad (\text{Eq. 5})$$

L'expression Eq. 5 est inspirée des modèles ODM [10] développés à l'ONERA pour l'endommagement des CMO et CMC tissés 3D. Le coefficient y_k^0 pilote le seuil d'endommagement dans la direction θ_k tandis que y_k^c pilote la cinétique dans cette même direction. Ainsi écrit, l'endommagement d_k ne peut augmenter que lorsque la force motrice de l'endommagement y_k remplit trois conditions nécessaires : $y_k = y_{\text{max}_k}$; $\dot{y}_k \neq 0$ et $y_k > y_k^0$. Cette force motrice ne dérive pas directement du potentiel thermodynamique ce qui fait que ce modèle sort du cadre standard de la thermodynamique. Cependant, afin que ce dernier reste thermodynamiquement admissible, il est toujours nécessaire de vérifier l'inégalité de *Clausius-Duhem*. Cela est en pratique simple à vérifier lorsqu'une forme quadratique est adoptée pour l'expression de $y_k = f(\varepsilon_1, \varepsilon_5, \varepsilon_6)$ avec ε_i les composantes du tenseur des déformations totales ε exprimé dans la base associée à la direction θ_k .

3.3. Les décohésions fibres/matrice

Les décohésions fibres/matrice sont prises en compte dans le modèle grâce aux variables interne λ_k . Cette variable représente le taux de décohésion fibres/matrice dans la direction θ_k . Elle a un effet sur la déformation résiduelle, $\varepsilon_k^r = f(\lambda_k)$, ainsi que sur la variable d'oxydation ξ_k^f . En effet, comme vu sur la *FIG. 4*, les décohésions fibres/matrice augmentent la surface spécifique de fibres accessible à l'oxygène ce qui augmente la cinétique d'oxydation des fibres qui est sous la forme d'une loi d'Arrhenius :

$$\dot{\xi}_k^f = A_k^f(\lambda_k) \exp\left(-\frac{E_a^f}{RT}\right) \quad (\text{Eq. 6})$$

Dans la littérature, l'énergie d'activation de l'oxydation des fibres de carbone ex-PAN, E_a^f , est autour de 140 kJ.mol^{-1} [8]. La constante des gaz parfaits, R , vaut $8.314 \text{ J.mol}^{-1}.\text{K}^{-1}$. Enfin, la cinétique du taux de décohésion λ_k (Eq. 7) dépend de l'endommagement matriciel d_k ainsi que d'une force motrice notée y_k^λ . Ce taux tend vers une saturation notée λ_c .

$$\dot{\lambda}_k = f(d_k)g(y_{\text{max}_k}^\lambda) (\lambda_c - \lambda_k)^\gamma \left\langle \frac{dy_{\text{max}_k}^\lambda}{dt} \right\rangle_+ \quad (\text{Eq. 7})$$

3.4. Premiers résultats

Les premières simulations menées sur le comportement matériau en traction quasi-statique (5) ont donné des résultats préliminaires très positifs et encourageants pour la suite.

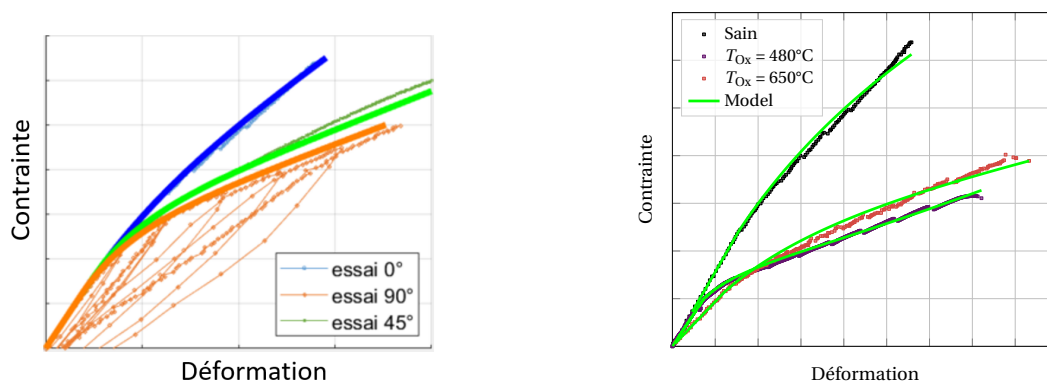


FIG. 5. – Données expérimentales [1] et résultats de simulations (traits pleins) sur matériau sain (gauche) et matériau oxydé (droite).

4. Conclusions

Une analyse bibliographique combinée avec des essais expérimentaux menés chez Safran sur le matériau, a permis d'identifier et de comprendre les principaux mécanismes influençant le comportement des CMC C/C dans des conditions d'utilisations réelles. Cette démarche a conduit à l'élaboration d'un modèle couplé basé sur la compréhension de ces phénomènes et qui prend en compte l'endommagement, les déformations permanentes ainsi que les effets de l'oxydation sur les propriétés mécaniques. Le travail actuel porte sur la définition de la procédure d'identification du modèle ainsi que sur la détermination des méthodes de résolution numérique optimale pour une implémentation efficace dans un code de calcul aux éléments finis.

Remerciements

Les auteurs tiennent à remercier la DGAC, l'ONERA et le groupe Safran pour le financement du projet ATLAAS ainsi que l'ensemble des partenaires du projet pour toutes les discussions autour des problématiques de durée de vie des pièces aéronautiques.

Références

- [1] T. Zubiaurre, M. Lunghi, J. Favergeon, Z. Aboura « Influence of Oxidation Temperature on the Tensile Behaviour in a 2.5 D Needled Carbon/Carbon Composite for Aircraft Brakes », *High Temperature Corrosion of Materials* Vol. 23 n° 1, pp. 9–13, 2024, ISSN 2731-8397, 2731-8400.
- [2] O. Siron, J. Lamon « Damage and failure mechanisms of a3-directional carbon/carbon composite under uniaxial tensile and shear loads », *Acta Materialia* Vol. 46 n° 18, pp. 6631–6643, 1998, ISSN 1359-6454.
- [3] A. Raude « Modélisation thermomécanique d'un composite carbone/carbone à texture complexe », Ph.D. thesis, Université Bordeaux, 2018.
- [4] G. Savage, *Carbon-Carbon Composites*, Springer Netherlands, Dordrecht, ISBN 978-94-010-4690-9 978-94-011-1586-5, 1993.
- [5] H. Hatta, K. Goto, T. Aoki « Strengths of C/C composites under tensile, shear, and compressive loading : Role of interfacial shear strength », *Composites Science and Technology* Vol. 65 n° 15, pp. 2550–2562, 2005, ISSN 0266-3538.
- [6] E. Duvivier « Cinétique d'oxydation d'un composite carbone/carbone et influence sur le comportement mécanique », Ph.D. thesis, ENSCBP, 1997.
- [7] A. G. Evans, F. W. Zok, R. M. McMeeking « Fatigue of ceramic matrix composites », *Acta Metallurgica et Materialia* Vol. 43 n° 3, pp. 859–875, 1995, ISSN 0956-7151.
- [8] M. Fradin, G. Couégnat, F. Rebillat, K. Haras, G. L. Vignoles « Designing porous C/C composites for oxidation resistance with an analytical model based on the kinetic and architectural features of fibers and matrix », *Composites Part B : Engineering* Vol. 263, pp. 110825, 2023, ISSN 1359-8368.
- [9] Y. Thollon, C. Hochard « A general damage model for woven fabric composite laminates up to first failure », *Mechanics of Materials* Vol. 41 n° 7, pp. 820–827, 2009, ISSN 0167-6636.
- [10] L. Marcin « Modélisation du comportement, de l'endommagement et de la rupture de matériaux composites à renforts tissés pour le dimensionnement robuste de structures. », Thèse de doctorat, Université Bordeaux 1, 2010.