



HAL
open science

Aspects probabilistes de la durée de vie en fatigue: Influence des défauts

Jacques Lamon

► **To cite this version:**

Jacques Lamon. Aspects probabilistes de la durée de vie en fatigue: Influence des défauts. Revue des composites et des matériaux avancés = Journal of Composite and Advanced Materials, 2013, 23 (1), pp.181-196. 10.3166/RCMA.23.181-196 . hal-01854813

HAL Id: hal-01854813

<https://hal.science/hal-01854813>

Submitted on 24 Jan 2022

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 - NonCommercial 4.0 International License

Aspects probabilistes de la durée de vie en fatigue

Influence des défauts

Jacques Lamon^{1,2}

1. Laboratoire MATEIS, UMR 5510 CNRS-INSA Lyon
7 avenue Jean Capelle, F-69621 Villeurbanne

2. Laboratoire LMT, UMR 8535 CNRS-ENS Cachan
61 avenue du Président Wilson, F-94230 Cachan
lamon@lmt.ens-cachan.fr

RÉSUMÉ. Dans les composites renforcés par des fibres longues, la rupture est dictée par les fibres. Les composites à matrice céramique, constitués d'une matrice et de fibres en céramique sont intéressants pour illustrer les questions liées à la prévision de la durée de vie. Ils contiennent des défauts macrostructuraux et microstructuraux, répartis de manière aléatoire. Les défauts sont des concentrateurs de contrainte qui sont responsables de la rupture des matériaux fragiles. Leur résistance à la propagation est une variable aléatoire. Cet article discute l'effet des défauts microstructuraux sur la durée de vie définie par la rupture du matériau, et présente les éléments d'une approche multi-échelle qui considère les processus d'endommagement de la matrice et des fibres. La modélisation repose sur une approche probabiliste en raison des processus stochastiques induits par la distribution aléatoire des défauts microstructuraux.

ABSTRACT. The fracture of fibres dictates the fracture of composites reinforced by long fibres. The ceramic matrix composites that are made of a ceramic matrix reinforced by ceramic fibres, display features that are interesting to address lifetime issues. The flaws they contain have a random distribution, and act as stress concentrators. The resistances to failure display a statistical distribution. The effects of microstructural defects on lifetime are discussed in the present paper. A multi scale approach based on modelling of the damage modes in the matrix and the fibers is outlined. The models integrate failure probabilities owing to stochastic phenomena induced by the statistical distribution of microstructural flaws.

MOTS-CLÉS : fracture, fatigue, composites céramiques, fibres, durée de vie, fissuration sous-critique.

KEYWORDS: fracture, fatigue, ceramic matrix composites, fibres, lifetime, slow crack growth.

Extended abstract

The influence of flaws on fracture is an important issue for the prediction of lifetime of ceramic matrix composites reinforced by continuous fibers (CMCs). The structure of CMCs is highly heterogeneous, as a result of the presence of constituents with distinct shapes and properties such as fibers with a few micron size diameter, matrix and fiber/matrix interfaces and interphases. They also contain various flaws including microcracks and voids located in the fibers and the matrix, and interply macrovoids.

The flaws are responsible for the fracture of brittle materials. They act as stress concentrators. They have random distribution and size. As a consequence, the fracture of brittle materials is a stochastic phenomenon, and the strength is a statistical variable. The relations between the three fundamental fracture parameters are established using statistical approaches to brittle fracture: the fundamental parameters for failure predictions include characteristics of flaw distribution, stresses and failure probability.

In CMCs, the microscopic flaws initiate microcracking in constituents (damage) and ultimate fracture. They cause delayed failure under stresses smaller than ultimate strength when environment activates slow crack growth of the surface flaws located in the fibers. The macrovoids induce stress singularities that may affect the stress state that can exhibit also statistical features.

The durability of composites reinforced with continuous fibers depends directly on the resistance of reinforcement, *i.e.* the filaments and tows. The fracture strengths under monotonous and fatigue loading conditions in inert and aggressive environments are required for the evaluation of lifetime. Certain inorganic fibers are very sensitive to chemically or thermally activated subcritical crack growth. This phenomenon has been investigated for ceramics and glass. It involves chemical reactions at crack tip between environmental species (oxygen or water) and material.

The influence of microstructural defects on rupture and delayed failure are discussed in the present paper. The ingredients of a multi scale approach based on the description of elementary mechanisms of fracture in the matrix, the fibers and fiber/matrix interfaces are presented. Then, the lifetime of composite is dictated by the rupture time of tows or filaments. Multifilament tows are elastic and damage tolerant, whereas single fibers are brittle. Multifilament tows represent a fundamental entity in composites reinforced with fabrics. They comprise several hundreds or thousands of single filaments. They progressively carry the load as the matrix is damaged, and they control ultimate failure. The model involves statistical-probabilistic approaches.

1. Introduction

Il y a plusieurs façons possibles de définir la durée de vie d'un composite, selon le domaine d'emploi du matériau. Pour les composites fonctionnels, la durée de vie est le temps au bout duquel les propriétés sont dégradées au point que le matériau ne peut plus remplir les fonctions pour lesquelles il a été conçu. Pour les composites structuraux, la durée de vie peut être définie comme le temps au bout duquel le matériau de structure rompt, ou la résistance à la rupture a décru jusqu'à une valeur qui ne peut être tolérée. Plusieurs familles de composites peuvent être rangées dans la seconde catégorie : les composites à matrice céramique ou carbone, les composites pour la construction, les composites à matrice métallique. Les composites à matrice organique peuvent appartenir aux deux familles selon la stabilité relative de la matrice et des fibres vis-à-vis de l'environnement.

Les composites à matrice céramique (CMC) fournissent un exemple intéressant pour illustrer les questions liées à la prévision de la durée de vie. Ils rassemblent plusieurs situations critiques. Ils sont des matériaux à haute valeur technologique dont les applications sont aujourd'hui principalement militaires et spatiales. La maîtrise de la durée de vie de ces matériaux constitue un enjeu essentiel pour les industriels en vue de leur intégration dans les moteurs aéronautiques civils.

Les défauts jouent un rôle important dans la rupture. Ils sont des concentrateurs de contraintes. Ils sont donc responsables de la rupture. La rupture des matériaux fragiles est un événement aléatoire, et la résistance à la rupture est une variable statistique. Les approches statistiques probabilistes permettent d'établir les relations entre les trois critères fondamentaux de la rupture : les caractéristiques des populations de défauts, les contraintes et la probabilité de rupture. Dans les composites à matrice céramique, les défauts microstructuraux sont à l'origine de l'endommagement de la matrice, de la rupture des fibres, et de la rupture différée de ces dernières lorsque l'environnement favorise la croissance lente des défauts. Les défauts macrostructuraux génèrent des surcontraintes ou des concentrations de contraintes, et, selon leur distribution et leur densité, ils affectent le champ de contrainte qui peut présenter lui aussi un caractère aléatoire.

La durabilité des composites renforcés par des fibres continues est fortement dépendante de la résistance du renfort. Des caractéristiques telles que la résistance mécanique et la tenue en fatigue dans un environnement sévère sont des données importantes en vue de leur emploi. Certaines fibres sont très sensibles à la propagation sous-critique activée chimiquement ou thermiquement. Beaucoup de travaux ont été publiés à ce sujet. Le mécanisme responsable de la croissance lente des fissures dans les verres et les céramiques est bien connu. Dans les verres il s'agit d'une réaction chimique en fond de fissure entre les liaisons Si-O-Si et les molécules d'eau (Wiederhorn, 1974 ; Michalske, Freiman, 1982 ; Kurkjian *et al.*, 1989). Dans les céramiques polycristallines, il s'agit de glissements aux joints de grains à haute température. Dans les fibres à base de carbure de silicium, il s'agit de la consommation par oxydation des phases de carbone (Forio *et al.*, 2004 ; Gauthier *et al.*, 2009).

Cet article discute l'effet des défauts microstructuraux sur la durée de vie définie par la rupture du matériau suivant un mode rapide ou différé, et présente les éléments d'une approche multi-échelle qui considère les mécanismes (ou les processus) de rupture de la matrice, des fibres et des interfaces. Ensuite, la durée de vie du composite est dictée par le temps à rupture des fils (constitués de plusieurs centaines de filaments), ou des filaments. La modélisation repose sur des approches probabilistes en raison des processus stochastiques induits par la distribution aléatoire des défauts microstructuraux, et aussi du caractère aléatoire du champ de contrainte résultant des défauts macrostructuraux et de l'endommagement de la matrice.

2. Le comportement thermomécanique des composites à renfort tissé : relations avec la microstructure

La structure des CMC est fortement hétérogène (figure 1) : elle est constituée de fibres, d'une matrice, d'interfaces et de défauts. Cependant, elle est organisée par l'architecture du renfort. Les composites renforcés par des tissus forment une classe par rapport aux composites unidirectionnels ou aux composites stratifiés. Les modes d'endommagement et de rupture se succèdent selon un ordre bien établi imposé par la structure (Lamon, 2001). Le comportement mécanique est aussi influencé par les propriétés mécaniques relatives de la fibre et de la matrice (Calard, Lamon, 2004).

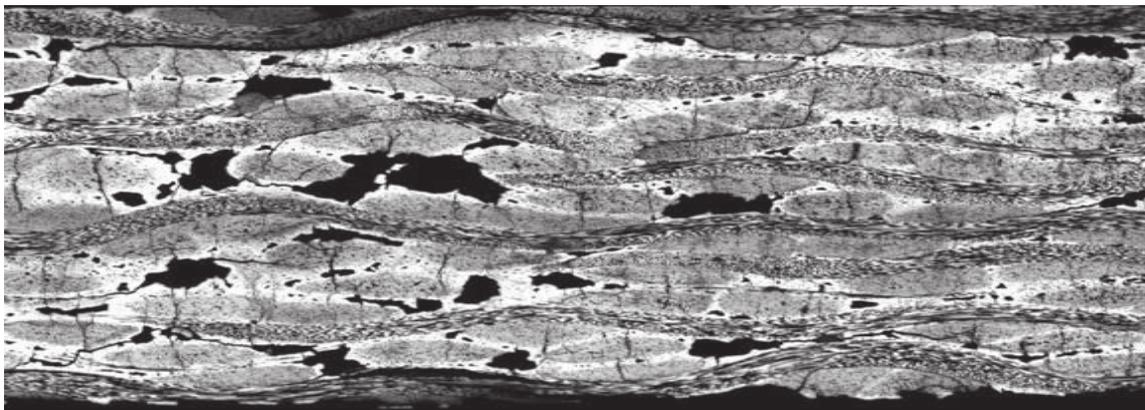


Figure 1. Micrographie d'un composite SiC/SiC à renfort continu tissé montrant la structure hétérogène mais ordonnée et l'endommagement de la matrice

Lorsque le module d'élasticité de la matrice est supérieur à celui des fibres (composites $\text{SiC}_f/\text{SiC}_m$), la courbe de comportement en traction présente une succession de domaines linéaires et non linéaires correspondant respectivement aux déformations élastiques du composite (domaine I) ou des fils (domaine III), et à l'endommagement de la matrice (domaine II) ou des fils (domaine IV) (figure 2). L'endommagement consiste en des fissures (figure 1) amorcées par des défauts répartis aléatoirement dans la matrice ou dans les fibres. Il s'agit soit de concentrateurs de contraintes tels que des pores, des vides, des inclusions (les fibres

transverses orientées perpendiculairement à la direction de sollicitation se comportent comme des inclusions) ; ou bien des éléments plus faibles tels que les interfaces entre la matrice et les fibres transverses.

Dans les composites 2D SiC/SiC, les fissures sont amorcées dans l'ordre suivant, au fur et à mesure que la force appliquée est augmentée : dans la matrice interfil par les macropores, puis par les défauts microstructuraux dans la matrice des fils transversaux, et enfin dans celle des fils longitudinaux (figure 1). Elles sont arrêtées à chaque fois par les fils voisins, ou par les monofilaments au sein des fils pour les fissures de la dernière séquence.

La décroissance du module d'élasticité reflète l'importance de l'endommagement à chaque étape (figure 3). Il atteint la valeur limite suivante :

$$E_{\min} = 1/2 E_f V_f \quad (1)$$

A ce stade, l'endommagement de la matrice est total. La saturation de chaque séquence a été atteinte. Les fibres orientées dans la direction de chargement supportent alors seules la charge et dictent le comportement (équation (1)).

Le caractère remarquable et hiérarchisé de l'endommagement de ces composites a son importance en raison de la redistribution des contraintes ; les efforts sont progressivement transférés sur les constituants non endommagés, à savoir les fils longitudinaux dans un essai de traction uniaxiale : fils + matrice, puis fils seuls.

3. La rupture ultime

La rupture ultime du composite se produit généralement après saturation de l'endommagement de la matrice, une fois que les fils supportent la totalité des efforts. A ce stade, les défauts critiques sont situés au sein des fibres. Les défauts critiques de la matrice ont été neutralisés par l'apparition des fissures. Endommagement de la matrice et rupture ultime sont deux phénomènes successifs et distincts. Dans les composites à renfort tissé, la rupture ultime est provoquée par la rupture d'un des fils (le fil le plus faible) ou d'un petit nombre de fils, suivant que le champ de contraintes est uniforme ou non. Il n'y a pas d'observation directe, cependant plusieurs résultats conduisent à cette conclusion.

La rupture des fils au sein du composite comprend deux phases (Lissart, Lamon, 1997 ; Calard, Lamon, 2004) :

- la phase stable d'endommagement,
- la phase instable de rupture.

Pendant la phase stable, les filaments rompent successivement au fur et à mesure que l'effort augmente. L'ordre de rupture est dicté par la distribution des défauts critiques. Il peut être perturbé par l'ondulation du tissu, des défauts de

reproductibilité ou des points de contact entre fibres. Cependant, les courbes de comportement obtenues expérimentalement montrent que l'ondulation n'a pas une influence significative.

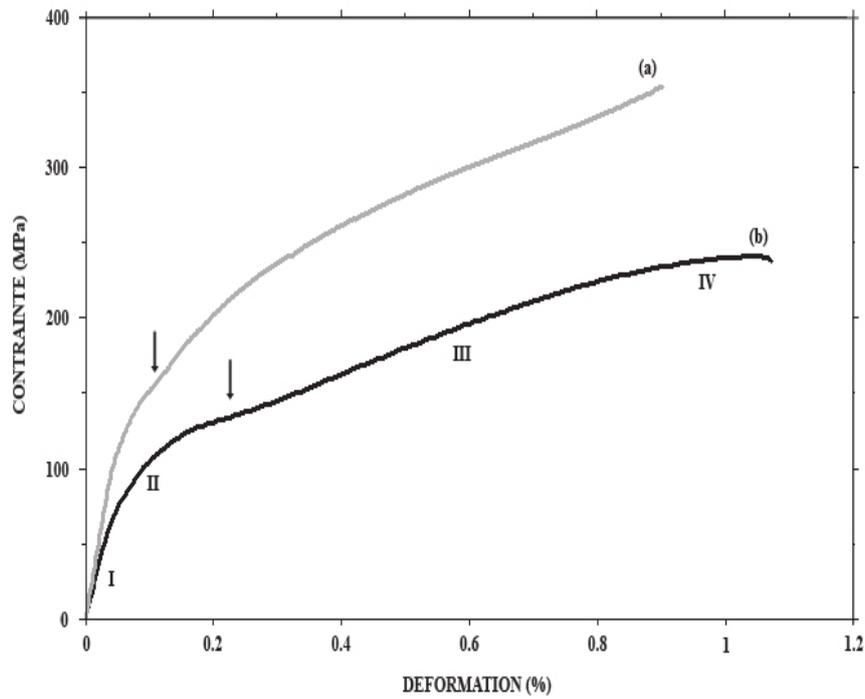


Figure 2. Courbes typiques de comportement en traction uniaxiale :
 (1) composites 2D-SiC/SiC, possédant des interfaces fibre/matrice
 soit plutôt fortes (a) soit plutôt faibles (b)

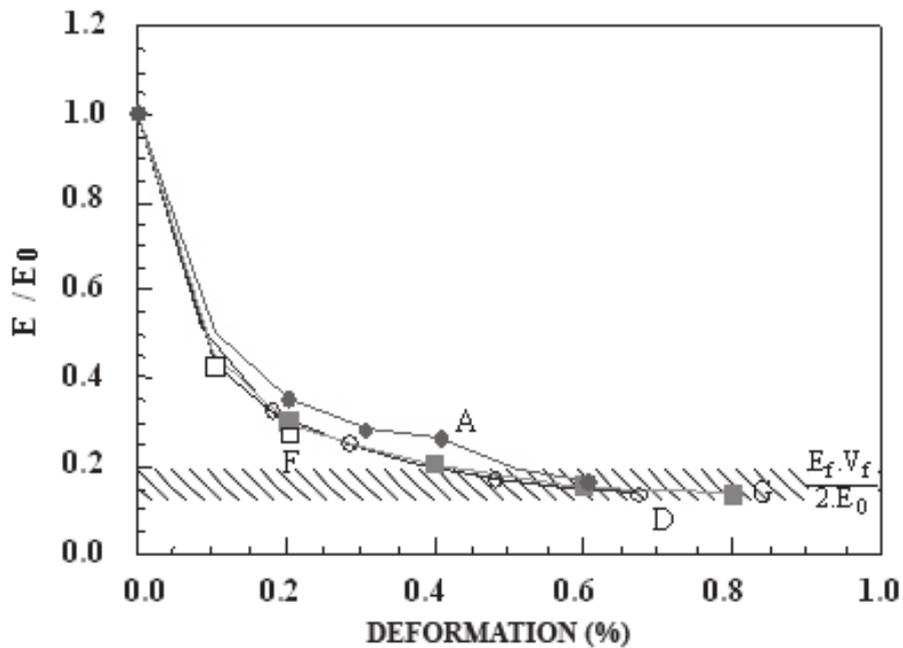


Figure 3. Évolution du module d'élasticité relatif (exprimé par rapport au module de référence E_0) au cours d'un essai de traction uniaxiale monotone, pour divers composites 2D-SiC/SiC

La rupture instable se produit lorsque les fibres non rompues ne peuvent plus supporter la surcharge occasionnée par la rupture des filaments. Cet état est atteint après la rupture d'un nombre critique de filaments. Dans des fils SiC considérés séparément, celui-ci représente environ 12-17 % du nombre total de filaments. L'étude de la rupture ultime des composites 2D SiC/SiC conduit à penser qu'il a la même valeur dans ces derniers (Calard, Lamon, 2002a).

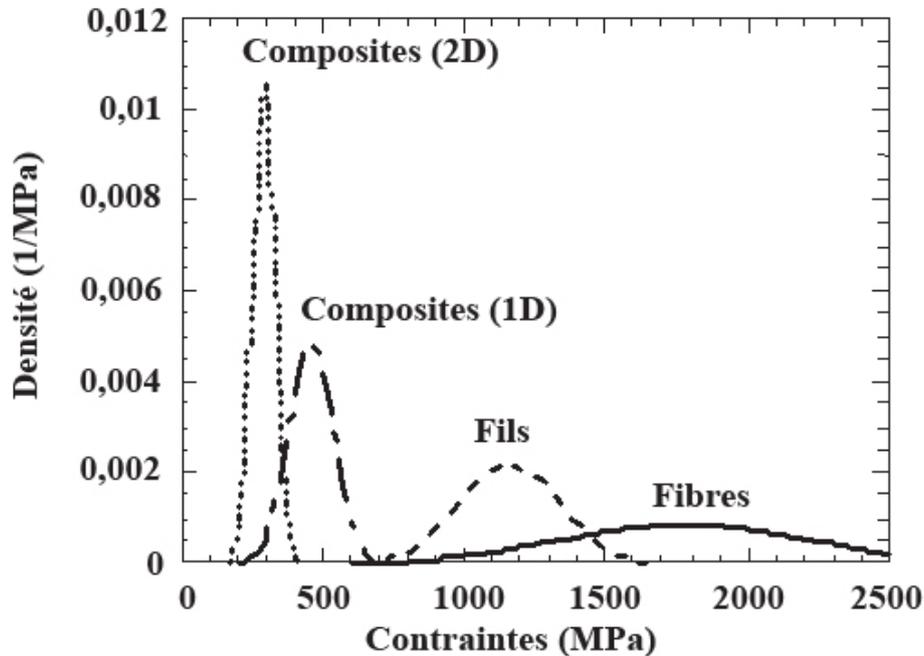


Figure 4. Densité de distribution des contraintes de rupture de monofilaments, de fils de carbure de silicium (fibres Nicalon NLM 202), de composites SiC/SiC à renfort unidirectionnel (minicomposites) et à renfort tissé

La figure 4 montre que la distribution statistique des contraintes de rupture se rétrécit de manière significative au cours de changements d'échelle successifs, de celle des filaments à celle des fils, puis des composites unidirectionnels, puis des composites tissés. A chaque changement d'échelle, l'intervalle des contraintes de rupture se déplace vers l'extrême inférieur de la distribution précédente. Les extrêmes successifs correspondent soit à la proportion critique de filaments rompus individuellement dans un fil ou dans un composite unidirectionnel, soit à la proportion critique de fils rompus dans un composite à renfort tissé. La position de la distribution des résistances à rupture du composite par rapport à celle des fils et des minicomposites indique que la rupture du composite nécessite la rupture d'un petit nombre de fils. L'écart entre la contrainte de rupture des composites 1D ou 2D et celle des fils et des filaments résulte du mode de calcul de la contrainte, qui prend en compte la matrice pour les composites.

L'endommagement élimine successivement des défauts dans la matrice, puis dans les fils, de sorte que la population des défauts critiques se réduit aux défauts présents dans les fibres critiques qui amorcent la rupture instable des fils. Ce processus est illustré par la distribution des contraintes de rupture en traction

mesurée sur des composites SiC/SiC tissés, qui montre une dispersion faible (entre 260 et 330 MPa), (figure 5). La figure 5 indique aussi que la rupture est peu sensible aux effets du volume ce qui s'explique ainsi : puisque la population de défauts critique est devenue réduite, une augmentation du volume n'accroît pas sensiblement la probabilité de présence d'un défaut critique, donc la contrainte de rupture ne décroît pas corrélativement.

Le processus de troncature de la population de défauts par l'endommagement a une autre conséquence importante : le champ de contraintes a une faible influence sur la contrainte de rupture (figure 6). Le rapport des contraintes de rupture en flexion 3-points et en traction est seulement 1,15 (Calard, Lamon, 2002a).

Ces propriétés peuvent être affectées si le procédé d'élaboration n'est pas reproductible. Le processus de troncutures successives peut être perturbé d'un échantillon à l'autre ; par exemple, les caractéristiques des interfaces fibre/matrice peuvent varier, et donc si les transferts d'effort sont localement accentués, la rupture est prématurée.

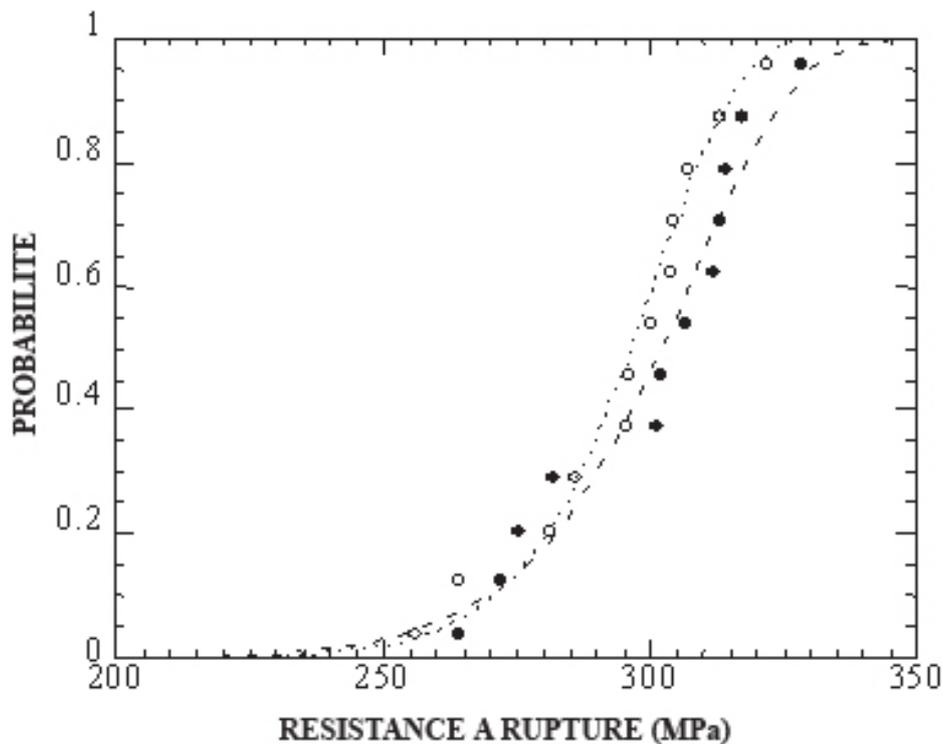


Figure 5. Distributions statistiques des contraintes de rupture de composites 2D SiC/SiC en traction uniaxiale, pour deux lots d'éprouvettes de dimensions différentes : (●) $3 \times 8 \times 30 \text{ mm}^3$, (○) $3 \times 16 \times 120 \text{ mm}^3$ (Calard, Lamon, 2002a)

La dispersion statistique des résistances à la rupture ne peut être décrite par le modèle de Weibull, en premier lieu, parce que la rupture des fils suit une loi normale, et en second lieu, parce que la dispersion statistique est accentuée par des facteurs extrinsèques (tels que l'alignement des monofilaments, les interactions au sein des fils), de sorte que la rupture n'est pas la conséquence seule de la présence

de la population de défauts. Le modèle de Weibull ne prévoit pas les effets d'échelle observés. Il a tendance à les surestimer (Calard, Lamon, 2002b). Si, malgré ces limites, on estime un module de Weibull à partir des distributions de contraintes de rupture (figure 6) on obtient une valeur de l'ordre de 30. Cette valeur donne une idée de la faible dispersion des résistances à la rupture de ces composites, et illustre le progrès par rapport aux céramiques non renforcées. C'est son seul intérêt. On ne peut l'utiliser dans des calculs de prévision de la rupture (Calard, Lamon, 2002b).

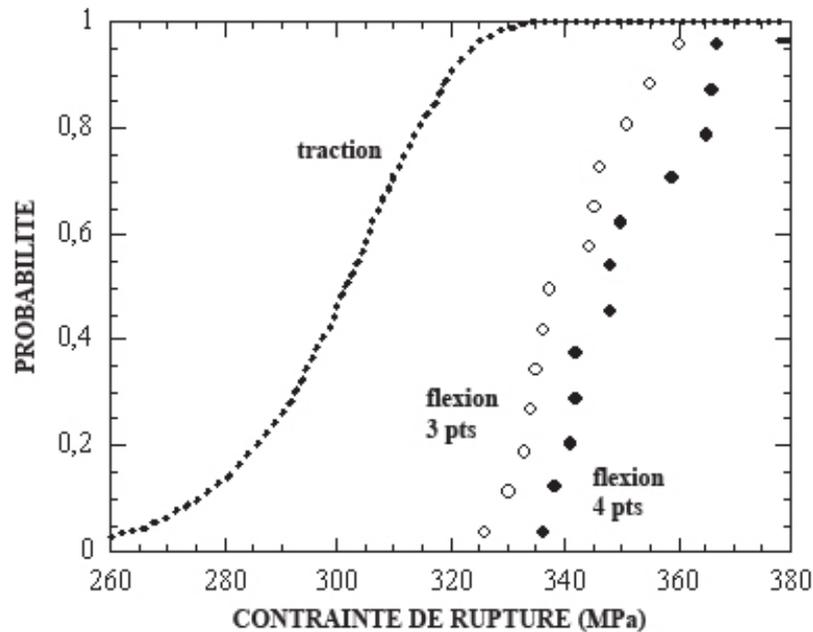


Figure 6. Distributions statistiques des contraintes de rupture de composites 2D SiC/SiC obtenues en traction uniaxiale, flexion 3-points et flexion 4-points (Calard, Lamon, 2002a)

4. La rupture fragile des fibres

La courbe de comportement en traction d'un fil est non linéaire (figure 7) en raison de la rupture successive des filaments au fur et à mesure que la contrainte devient supérieure à leur résistance à la rupture. Les filaments rompent selon l'ordre croissant des résistances à la rupture. La distribution statistique des contraintes de rupture en traction des filaments est décrite par la loi de Weibull :

$$P = 1 - \exp \left[- \frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0f}} \right)^{m_f} \right] \quad (2)$$

V est le volume des filaments, V_0 un volume de référence ($V_0 = 1 \text{ m}^3$), et m et σ_0 sont des paramètres statistiques. A titre d'exemple, pour des filaments de SiC, $m = 8,5$ et $\sigma_0 = 3,6 \text{ GPa}$.

Les paramètres statistiques des filaments permettent de calculer le comportement théorique du fil en traction (figure 7) selon l'équation suivante (Calard, Lamon, 2004) :

$$F = (1 - \gamma) A_0 \sigma \exp \left[-L_0 \left(\frac{\sigma}{\sigma_{0f}} \right)^{m_f} \right] \quad (3)$$

F est la force, σ la contrainte, γ le pourcentage de filaments initialement rompus, A_0 la section du fil, et L_0 la longueur de jauge.

5. La rupture différée : fissuration sous-critique des renforts

Dès le début des années 1960, de nombreuses équipes de recherche ont démontré que les céramiques et les verres étaient sensibles à un phénomène de croissance lente de fissure ou propagation sous-critique (Charles, Hillig, 1962 ; Wiederhorn, 1974). Le terme sous-critique signifie que le facteur d'intensité de contrainte en fond de fissure, K_I , est inférieur à sa valeur critique K_{IC} (la ténacité). La propagation de la fissure est possible grâce à la contribution de l'environnement qui affaiblit les liaisons interatomiques à la pointe de la fissure. Dans le verre, elle résulte d'une réaction chimique à température ambiante entre les liaisons déformées Si-O-Si et l'eau. Dans les fibres SiC, elle résulte de la consommation du carbone libre présent dans les joints de grain ou de contraintes locales générées par la transformation SiC \rightarrow SiO₂, à haute température dans l'air (Gauthier *et al.*, 2009). La vitesse de propagation V dépend du facteur d'intensité de contrainte K_I selon la loi $V = A K_I^n$.

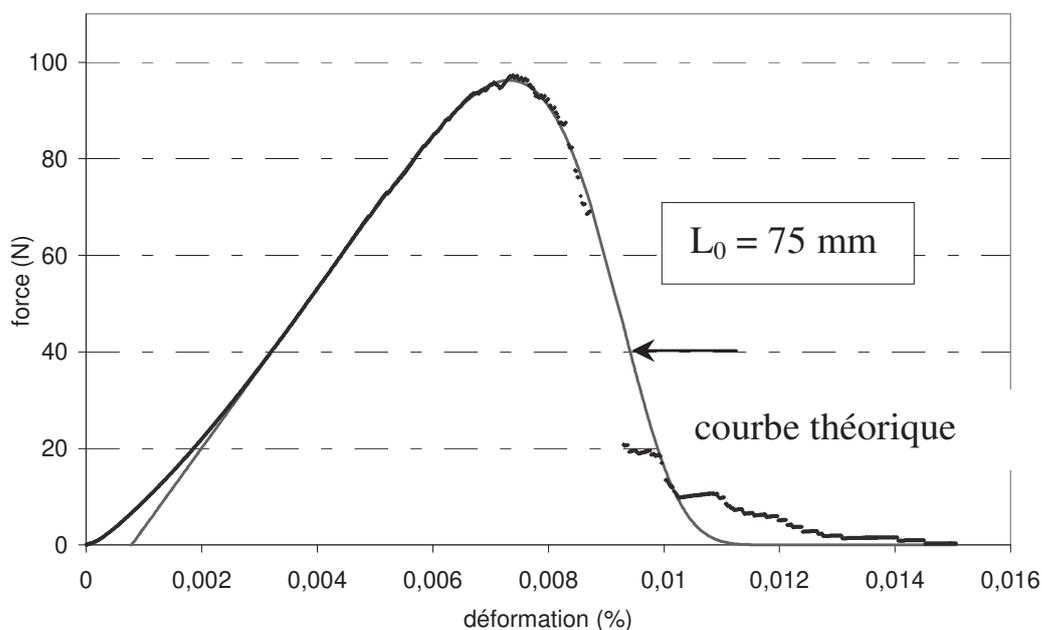


Figure 7. Comportement en traction théorique et expérimental d'un fil de SiC Hi-Nicalon

La figure 8 présente des diagrammes d'endurance déterminés grâce à des essais de fatigue statique sous force constante, réalisés sur des fils de SiC (Hi-Nicalon) et sur des filaments, à hautes températures dans l'air. La durée de vie des fils diminue lorsque la température et/ou la contrainte appliquée augmentent. Ces résultats sont décrits par une loi en puissance de la forme :

$$t \sigma^p = B \quad (4)$$

B et p sont des constantes dépendant du matériau et de l'environnement. Cette loi est souvent employée pour décrire des phénomènes non linéaires, en particulier les mécanismes de fissuration lente ou « sous-critique » activés par l'environnement. Pour les fils de SiC (Hi-Nicalon) :

- 500 °C : $p = 8,4$ et $B = 1,05.10^{30}$
- 800 °C : $p = 8,34$ et $B = 3,36.10^{26}$

L'exposant p semble dépendre uniquement du matériau. B dépend de l'environnement (ici la température et l'air ambiant). Une tendance comparable a été observée pour d'autres nuances de fils SiC (Forio *et al.*, 2004 ; Mazerat, 2012). Les durées de vie des fils présentent une certaine dispersion autour de la courbe moyenne. Cette dispersion est à relier à la dispersion habituellement observée lors de la rupture des fils, qui a été étudiée particulièrement dans (Calard, Lamon, 2004).

La durée de vie des filaments sous une contrainte donnée présente une dispersion importante. La distribution statistique est décrite de manière satisfaisante par la loi de Weibull :

$$P_{\sigma}(t) = 1 - \exp - \frac{v}{v_0} \left(\frac{t}{t_0} \right)^{m_t} \quad (5)$$

v_0 est le volume de référence ($v_0 = 1 \text{ mm}^3$), m_t et t_0 sont les facteurs de forme et d'échelle. On obtient les paramètres suivants par régression linéaire :

- 500 °C : $m_t = 0,64$ et $t_0 = 3,78.10^5$
- 800 °C : $m_t = 0,98$ et $t_0 = 8,94.10^5$

Les courbes de durée de vie caractéristiques des fils reflètent leur mode de rupture dicté par un filament critique. La probabilité de rupture de ce dernier a les valeurs suivantes : $\alpha_c = 5 \%$ à 500 °C et $\alpha_c = 4 \%$ à 800 °C. L'enregistrement de l'émission acoustique avait permis de déterminer des valeurs de α_c comprises entre 1 et 8 % lors des essais de fatigue statique à 600 °C sur une autre variété de filament SiC (Forio *et al.*, 2004). C'est grâce à ce mode de rupture remarquable que le diagramme d'endurance est obtenu pour les fils. L'analyse des résultats pour les filaments n'est pas immédiate et nécessite la loi de distribution statistique des durées

de vie. Compte tenu de son caractère empirique, l'équation (5) ne peut être utilisée dans des calculs de prévision.

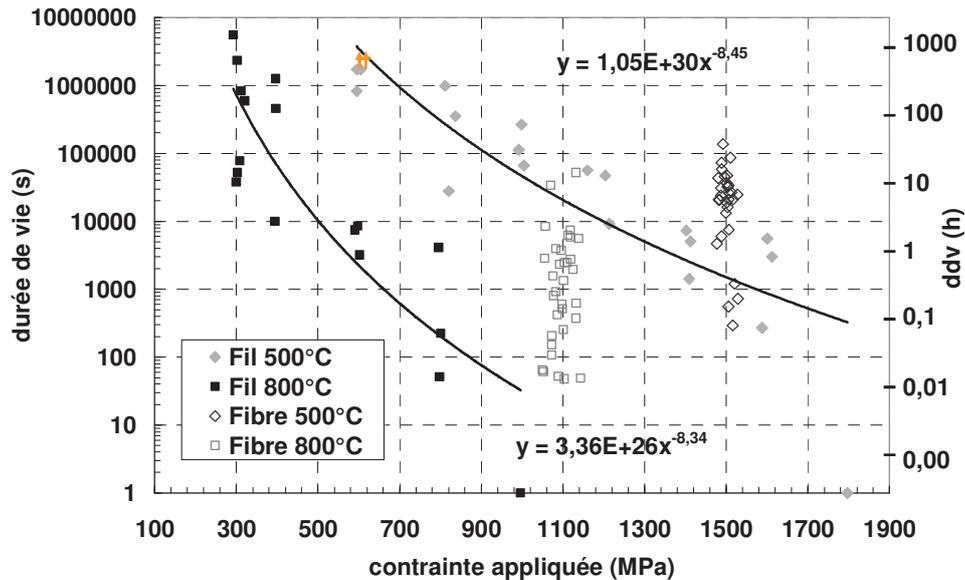


Figure 8. Durée de vie des fils et des monofilaments Hi-Nicalon à 500 et 800 °C

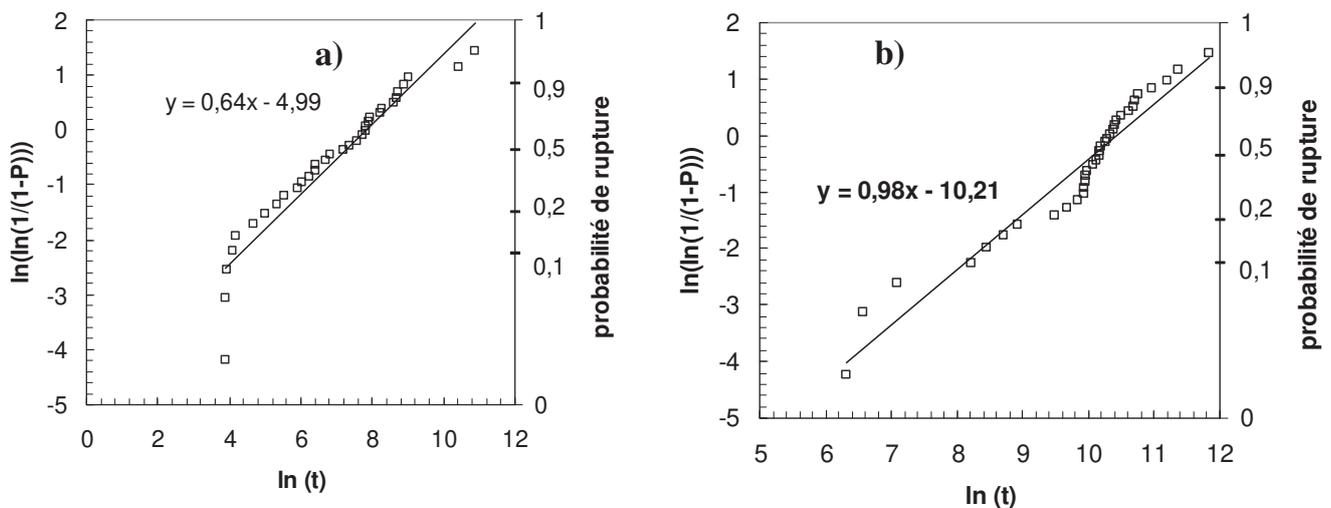


Figure 9. Distribution de Weibull des durées de vie de monofilaments à 500 °C et 100 MPa (a) et à 800 °C et 1500 MPa (b) (représentation logarithmique)

5.1. Modèle de propagation sous-critique dans un filament

Les modèles de propagation sous-critique ont d'abord été développés dans le cas des céramiques monolithiques (Davidge *et al.*, 1973 ; Wiederhorn, 1974 ; Evans, 1974) puis, récemment dans le cas de fils et de filaments céramiques (Forio *et al.*, 2004 ; Gauthier, Lamon, 2009 ; Ladeveze, Genet, 2010 ; R'Mili, Lamon, 2011). Le modèle décrivant la corrosion sous contrainte ou propagation lente d'une fissure est

fondé sur une loi empirique de type puissance, qui relie la vitesse de propagation de la fissure au facteur d'intensité de contrainte.

$$V = \frac{da}{dt} = V^* \left(\frac{K_I}{K_{IC}} \right)^n \quad (6)$$

V étant la vitesse de propagation de la fissure, a la longueur, t le temps, K_I le facteur d'intensité de contrainte, K_{IC} le facteur d'intensité de contrainte critique, V^* et n sont des constantes qui dépendent de l'environnement et du matériau étudié respectivement.

Le temps à rupture d'un filament de résistance à la rupture σ_f mesurée dans un environnement inerte, et soumis à la contrainte constante σ est donné par l'équation suivante (Gauthier, Lamon, 2009 ; R'Mili, Lamon, 2011).

$$t = \frac{2K_{IC}^2}{V^* Y^2 \sigma^2 (n-2)} \left[\left(\frac{\sigma_f}{\sigma} \right)^{n-2} - 1 \right] \quad (7)$$

Y est un facteur de forme qui dépend de la géométrie de la fissure et des sollicitations.

L'introduction de la résistance de référence σ_{fj} du filament de rang j (équation (2)) dans l'équation (7) conduit à l'expression de la distribution des durées de vie (R'Mili, Lamon, 2011) :

$$P(t, \sigma, v) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{v}{v_o} \right) \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \left(1 + \frac{t}{t^*} \frac{n-2}{2} \right)^{\frac{m}{n-2}} \right] \quad (8)$$

$P(t, \sigma, v)$ est la probabilité de rupture au temps t sous la contrainte appliquée σ et pour un volume v . Le paramètre t^* apparaît comme un facteur d'échelle : $t^* = a_c/V^*$, a_c est la taille du défaut critique.

5.2. Durée de vie du composite

Dans l'air, aux températures intermédiaires (500 °C – 800 °C), la rupture des composites renforcés par des fibres de SiC est dictée par la fissuration sous-critique des fibres longitudinales, c'est-à-dire orientées dans la direction de l'effort appliqué. Ce phénomène, observé sur les filaments et les fils, est couplé à la rupture de paquets de filaments provoquée par les contacts entre les filaments. La fissuration sous-critique est le mécanisme pilote qui amorce la rupture des paquets de filaments, et la surcharge des autres. Un modèle mécanique probabiliste multi-échelle, a été proposé pour décrire cette cinétique d'endommagement des fils longitudinaux en fatigue statique sous une force constante (Loseille, Lamon, 2010). Les données

d'entrée sont les distributions statistiques de grandeurs microscopiques identifiées à partir des fractographies, à savoir les contacts interfibres, la taille des paquets, la variabilité des caractéristiques des fibres, et le partage de l'effort. La taille des paquets et le taux de fibres en contact apparaissent comme des sources importantes de variabilité de la durée de vie du composite. Les durées de vie calculées grâce à ce modèle concordent avec les durées de vie obtenues sur des éprouvettes (Loseille, Lamon, 2010). Ceci supporte l'approche multi-échelle du fil longitudinal pour prévoir la tenue du composite en fatigue.

6. Conclusions

La structure et les propriétés relatives des constituants des composites thermostructuraux à renfort tissé induisent des processus d'endommagement et de rupture remarquables : ceux-ci sont hiérarchisés, séquentiels et aléatoires. D'une manière générale, l'endommagement s'amorce dans la matrice à partir de défauts macro- puis microstructuraux. Au fur et à mesure de son évolution, lorsque les efforts augmentent, les contraintes sont progressivement transférées sur les fils, qui sont amenés à assurer seuls la cohésion du matériau.

La structure tissée définit plusieurs échelles qui délimitent les étapes du processus de redistribution des contraintes. L'endommagement est aussi responsable d'un processus de troncature de la distribution des défauts, laquelle se rétrécit progressivement et tend vers une population très étroite. Cette population détermine la rupture ultime. La résistance à la rupture des composites 2D SiC/SiC présente par conséquent une faible dispersion et est peu sensible aux effets d'échelle. Cet ordre peut être affecté par des défauts de reproductibilité (défauts d'interface).

L'état d'endommagement de la matrice et des fibres, généré par les sollicitations mécaniques, conditionne la résistance à la fatigue et aux effets de la température, dans la mesure où il conduit à l'exposition du renfort aux surcharges et à l'environnement. Un modèle mécanique probabiliste multi-échelle a été proposé pour décrire cette cinétique d'endommagement des fils longitudinaux en fatigue statique sous une force constante. Il prend en compte les phénomènes aléatoires et permet de calculer la durée de vie sous force constante à haute température dans l'air.

Les composites offrent donc de nombreux degrés de liberté pour adapter le comportement mécanique. On peut jouer avec les constituants, leur arrangement et leur liaison. La connaissance des processus correspondants est indispensable pour prévoir le comportement mécanique, et concevoir de nouveaux composites. La description de ces processus est le fondement des modèles multi-échelles du comportement mécanique.

Bibliographie

- Calard V., Lamon J. (2002a). A probabilistic-statistical approach to the ultimate failure of ceramic matrix composites – Part 1: experimental investigation of 2D woven SiC/SiC composites. *Composites Science and Technology*, vol. 62, p. 385-393.
- Calard V., Lamon J. (2002b). A probabilistic-statistical approach to the ultimate failure of ceramic matrix composites – Part 2: macroscopic model, *Composites Science and Technology*, vol. 62, n° 3, p. 395-399.
- Calard V., Lamon J. (2004). Failure of fiber bundles. *Composites Sciences and Technology*, vol. 64, p. 701-710.
- Charles R. J., Hillig W. S. (1962). *Symposium on Mechanical Strength of Glass and Ways of Improving It*, Florence, Italy, Union Scientifique Continentale du Verre, Charleroi, Belgium.
- Davidge R.W., McLaren J.R., Tappin G. (1973). Strength-probability-time (SPT) relationships in ceramics. *Journal of Materials Science*, vol. 8, p. 1699-1705.
- Evans AG. (1974). Slow crack growth in brittle materials under dynamic loading conditions. *International Journal of Fracture*, vol. 10, p. 251.
- Forio Ph., Lavaire F., Lamon J. (2004). Delayed failure at intermediate temperatures (600°-700°C) in air in silicon carbide multifilament tows, *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 87, n° 5, p. 888-893.
- Gauthier W., Lamon J. (2009). Delayed failure of Hi-Nicalon and Hi-Nicalon S multifilament tows and single filaments at intermediate temperatures (500-800°C). *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 92, p. 702.
- Gauthier W., Pailler F., Lamon J., Pailler R. (2009). Oxidation of silicon carbide fibers during static fatigue in air at intermediate temperatures. *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 92, p. 2067.
- Kurkjian C.R., Krause J.T., Matthewson M.J. (1989). Strength and fatigue of silica optical fibers. *Journal of Lightwave Technology*, vol. 7, p. 1360.
- Lissart N., Lamon J. (1997). Damage and failure in ceramic matrix minicomposites: experimental study and model. *Acta Metall.*, vol. 45, p. 1025.
- Ladeveze P., Genet M. (2010). A new approach to the subcritical cracking of ceramic fibers. *Comp Sci and Tech.*, vol. 70, p. 1575.
- Lamon J. (2001). A micromechanics-based approach to the mechanical behavior of brittle-matrix composites. *Composites Science and Technology*, vol. 61, p. 2259-2272.
- Loseille O., Lamon J. (2010). Prediction of lifetime in static fatigue at high temperatures for ceramic matrix composites. *Journal Advanced Materials Research*, vol. 112, p. 129-140.
- Mazerat S. (2012). *Fibres de renfort pour composites SiC/SiC : amélioration et corrélation de la durée de vie sous air à T<900°C avec la réactivité chimique*. Thèse, Université de Bordeaux.
- Michalske T.A., Freiman S.W. (1982). A molecular Interpretation of stress corrosion in silica. *Nature*, vol. 295, p. 511.

- R'Mili M., Lamon J. (2011). Investigation of subcritical crack growth using load relaxation tests on fiber bundles. *Acta Mat.*, vol. 59, p. 2850.
- Wiederhorn S. M. (1974). Subcritical Crack Growth in Ceramics. *Fracture Mechanics of Ceramics*, Plenum Press, New York, vol 2, p. 613-646, Edited by R. C. Bradt, D. P. Hasselman and F. F. Lange.