

COMPORTEMENT MECANIQUE DES COMPOSITES A MATRICE CERAMIQUE

G. Fantozzi, P. Reynaud

INSA de Lyon, MATEIS UMR CNRS 5510, Bât. Blaise Pascal, 7 Avenue Jean Capelle, 69621
Villeurbanne, France

E-mail: gilbert.fantozzi@insa-lyon.fr

Résumé

Les composites à matrice céramique (CMC) sont des matériaux intéressants notamment pour les applications aéronautiques car ils présentent de bonnes propriétés mécaniques à hautes températures sous air. Contrairement aux céramiques massives, les CMC ont un comportement non fragile du fait de la haute résistance des fibres et de l'optimisation de l'interaction fibre/matrice après multifissuration de la matrice.

Les interactions entre fibres et matrice se produisent essentiellement au niveau de l'interface. Il y a décohé sion entre fibres et matrice et frottement fibre/matrice et, ainsi, dissipation d'énergie. Une modélisation du transfert de charge entre fibre et matrice permet de calculer cette dissipation d'énergie et ainsi de suivre l'évolution des interactions fibre/matrice durant la fatigue.

Mots clés: composite à matrice céramique, fatigue, interface

Abstract

Ceramic-matrix composites (CMCs) are interesting materials for aeronautic applications because of their good mechanical properties at high temperatures even under air. Contrary to bulk ceramics, CMCs have a non-brittle mechanical behaviour due to the high strength of fibres and to optimized fibre/matrix interactions after matrix multi-cracking.

Interactions between fibres and matrix act mainly at the interface level. When fibres and matrix are debonded, fibres slide with friction and energy dissipation occurs. By using a shear-lag model, the energy dissipation can be calculated and the evolution of the fibre/matrix interaction can be followed during fatigue.

Key words: ceramic matrix composite, fatigue, interface

1- INTRODUCTION

Les applications spatiales et aéronautiques nécessitent de disposer de matériaux légers et non fragiles à hautes températures. Les CMC sont des candidats intéressants pour de telles applications car ils ont une faible densité, sont tolérants au dommage et ont des propriétés mécaniques à hautes températures supérieures à celles des alliages métalliques.

Les CMC sont des composites réalisés avec des tissus de fibres longues noyés dans une matrice céramique déposée par infiltration en phase vapeur (CVI). La déformation à rupture des fibres étant supérieure à celle de la matrice, la matrice commence par se fissurer.

Les fibres pontent alors la fissure et supportent la charge. Du fait de la différence de contraintes entre les fibres et la matrice au niveau de la fissure matricielle, l'interface entre fibre et matrice est soumise à une contrainte de cisaillement et à une décohé sion entre fibre et matrice. Dans la zone décollée, au voisinage de la fissure matricielle, les fibres pontantes glissent avec frottement avec la matrice environnante. Ce frottement interfacial est caractérisé par une contrainte de cisaillement interfacial (τ) [1].

Du fait des interactions fibre/matrice, les CMC sont tolérants au dommage et leur comportement mécanique est non fragile. Durant un cycle de charge/décharge de

fatigue, le comportement mécanique peut être décrit par une boucle dans le diagramme contrainte/déformation dont l'aire correspond à l'énergie dissipée durant chaque cycle. Le rapport de cette énergie dissipée sur l'énergie élastique maximale est le frottement intérieur qui permet d'estimer la contrainte de cisaillement interfacial [6, 9-11].

2- MODELE DE TRANSFERT DE CHARGE

Pour un composite unidirectionnel, quand une charge est appliquée parallèlement aux fibres, le comportement mécanique est caractérisé d'abord par une partie élastique et la charge appliquée est répartie entre les fibres et la matrice selon leur fraction volumique. La contrainte supportée par les fibres et la matrice est donnée par :

$$\sigma_c = \sigma_m v_m + \sigma_f v_f \quad (1)$$

où σ_c est la contrainte appliquée au composite, σ_m et σ_f sont les contraintes supportées respectivement par la matrice et les fibres, et v_m and v_f la fraction volumique de matrice et de fibres respectivement.

Quand la contrainte appliquée au composite σ_c est assez élevée pour atteindre la contrainte de rupture de la matrice σ_{mR} , la matrice se fissure et la fissure se développe le long de la section du composite perpendiculairement à l'axe des fibres. Au niveau de la fissure matricielle, les fibres ne sont pas rompues mais pontent la fissure et sont surchargées du fait de la décharge de la matrice. A cause de la différence de contraintes au niveau de la fissure, l'interface fibre/matrice est soumise à une contrainte de cisaillement conduisant à une décohésion des fibres et de la matrice environnante. Du fait des différences d'élongations entre les fibres et la matrice fissurée, les fibres glissent dans la zone décollée avec frottement. Ainsi, le long des fibres près de la fissure matricielle, les contraintes et les déformations sont maximales au niveau de la fissure puis décroissent jusqu'à une valeur minimale à la limite de la zone de décohésion. Cette décroissance est donnée par [1] :

$$\frac{d\sigma_f}{dx} = -\frac{2\tau}{r} \quad \text{and} \quad \frac{d\epsilon_f}{dx} = -\frac{2\tau}{r E_f} \quad (2)$$

avec x la distance à partir de la fissure matricielle, τ la contrainte de cisaillement interfacial, r le rayon des fibres et E_f le module d'Young des fibres.

La fin de la zone décollée correspond à la distance de la fissure où la déformation de la fibre est égale à celle de la matrice qui est aussi celle du composite. Les profils typiques des déformations des fibres pontantes et de la matrice fissurée au voisinage de la fissure matricielle sont donnés sur la Fig. 1

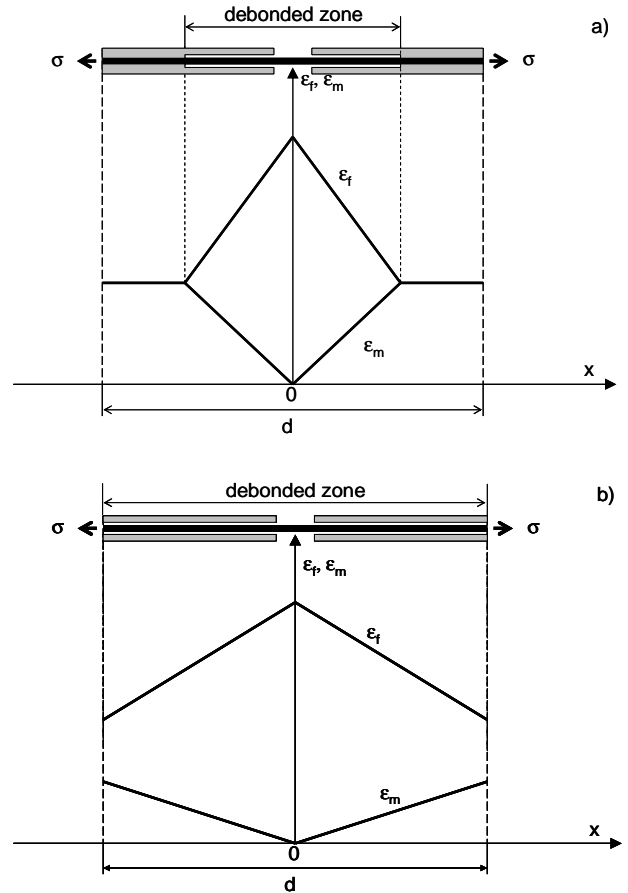


Fig. 1: Profils de déformation le long des fibres et dans la matrice pour un CMC 1D en présence de fissures matricielles (a : glissement localisé ($\tau > 2\tau^*$), b : glissement total ($\tau < 2\tau^*$)).

En dehors de la zone décollée, la contrainte dans la matrice est maximale et une nouvelle fissure peut être créée, conduisant à une nouvelle zone de décohésion. Ainsi le mécanisme d'endommagement est d'abord une multifissuration de la matrice associée à une décohésion localisée des fibres (Fig. 1a).

Quand le nombre de fissures matricielles est suffisant pour que les fibres soient décollées sur toute leur longueur, les fissures matricielles ne peuvent plus être créées et la multifissuration de la matrice est saturée. La distance entre chaque fissure matricielle est distribuée aléatoirement entre deux limites d_{min} et d_{max} données par [1] :

$$d_{\min} = \frac{v_m}{v_f} \frac{r}{2\tau} \sigma_{mR} \quad (3a)$$

$$d_{\max} = 2 d_{\min} \quad (3b)$$

La densité de fissures matricielles étant élevée, la saturation peut être décrite par une distance moyenne d . Après saturation de la multifissuration, les fibres sont totalement décollées et le profil de déformation typique est celui de la Fig. 1b.

Quand une fissure apparaît dans la matrice, les fibres sont plus chargées et à la saturation de la multifissuration, la contrainte appliquée au composite est supportée uniquement par les fibres non rompues et quand la contrainte augmente la fraction de fibres rompues augmente aussi. Quand toutes les fibres sont rompues la résistance du composite est atteinte [4,5].

Pour les essais de fatigue cyclique [3, 6, 12], la contrainte appliquée au composite oscille entre une valeur basse et un pic, avec un pic de contrainte (S) inférieur à la résistance du composite.

Durant le premier chargement, la multifissuration de la matrice a lieu et la distance moyenne entre les fissures matricielles (d) est contrôlée par la distribution statistique des défauts de la matrice qui sont critiques pour le pic de contrainte. Pour les cycles suivants, on a un glissement des fibres près de chaque fissure matricielle avec un va et vient. Ce glissement répété a lieu avec frottement, caractérisé par la contrainte de cisaillement interfacial τ , dans une zone plus petite ou égale à la zone décollée créée lors du premier cycle. Le profil de déformation des fibres devient plus complexe.

Selon le niveau du pic de contrainte (S) et la distance moyenne entre les fissures matricielles (d), la décohésion des fibres pontantes durant le premier chargement est localisée près des fissures (Fig. 1a) si la contrainte de cisaillement interfacial τ est plus élevée qu'une valeur limite $2\tau^*$. Cette valeur limite est calculée à partir des profils de déformation des fibres et est donnée par :

$$\tau^* = \frac{\alpha r E_f S}{2 d E_c} \quad (4)$$

avec $\alpha = E_m v_m / E_f v_f$ et E_c le module élastique du composite ($E_c = E_m v_m + E_f v_f$). Si τ est plus faible que $2\tau^*$, la décohésion des fibres est totale (Fig. 1b).

Durant des cycles de charge/décharge répétés, les fibres pontantes glissent près de

chaque fissure matricielle et le glissement s'étend quand la charge augmente durant la période de chargement ou décroît lors de la période de décharge. Ce phénomène conduit à un profil de déformation complexe (Fig. 2), où 3 cas doivent être considérés:

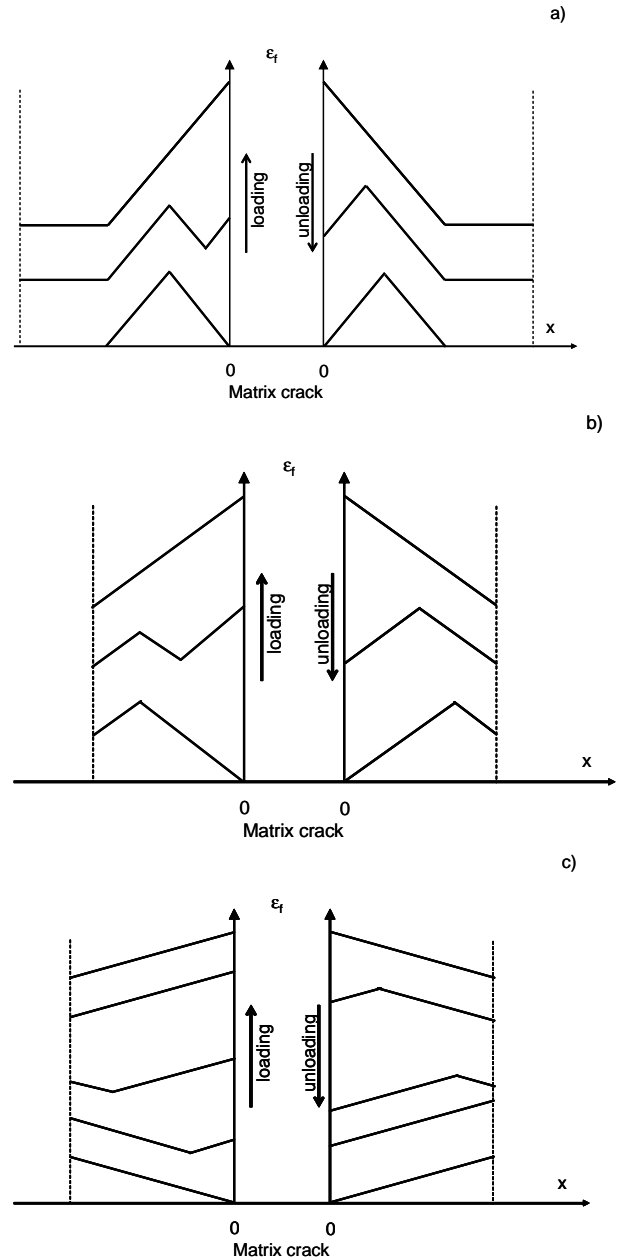


Fig. 2: Profil de déformation des fibres durant les cycles de charge/décharge pour un CMC 1D (a: $\tau > 2\tau^*$, b: $2\tau^* > \tau > \tau^*$, c: $\tau < \tau^*$).

i) si $\tau > 2\tau^*$: le glissement des fibres est localisé près de chaque fissure matricielle durant le premier chargement et les cycles suivants, ii) si $2\tau^* > \tau > \tau^*$: le glissement est total durant le premier chargement et localisé près de chaque fissure matricielle durant les cycles suivants, iii) si $\tau < \tau^*$: les fibres glissent

dans la matrice sur toute leur longueur durant le premier chargement et les cycles suivants.

A partir de ces profils de déformation, il est possible de calculer théoriquement la déformation (ϵ) du composite en fonction de la contrainte appliquée (σ) par intégration des déformations locales des fibres le long des profils de déformation. Cette intégration conduit aux équations suivantes :

si $\tau/\tau^* > 2$:

$$\epsilon^+(\theta) = \frac{S}{E_c} \left[\frac{\alpha \tau^*}{2 \tau} + \theta + \frac{\alpha \tau^*}{2 \tau} \theta^2 \right] \quad (5a)$$

$$\epsilon^-(\theta) = \frac{S}{E_c} \left[\frac{\alpha \tau^*}{2 \tau} + \theta \left(1 + \alpha \frac{\tau^*}{\tau}\right) - \frac{\alpha \tau^*}{2 \tau} \theta^2 \right] \quad (5b)$$

si $2 \geq \tau/\tau^* \geq 1$:

$$\epsilon^+(\theta) = \frac{S}{E_c} \left[\alpha \left(1 - \frac{1}{2} \frac{\tau^*}{\tau} - \frac{1}{4} \frac{\tau}{\tau^*}\right) + \theta + \frac{\alpha \tau^*}{2 \tau} \theta^2 \right] \quad (6a)$$

$$\epsilon^-(\theta) = \frac{S}{E_c} \left[\alpha \left(1 - \frac{1}{2} \frac{\tau^*}{\tau} - \frac{1}{4} \frac{\tau}{\tau^*}\right) + \theta \left(1 + \alpha \frac{\tau^*}{\tau}\right) - \frac{\alpha}{2} \right] \quad (6b)$$

si $1 \geq \tau/\tau^* \geq 0$

pour $0 \leq \theta \leq \tau/\tau^*$:

$$\epsilon^+(\theta) = \frac{S}{E_c} \left[\frac{\alpha \tau}{4 \tau^*} + \theta + \frac{\alpha \tau^*}{2 \tau} \theta^2 \right] \quad (7a)$$

pour $\tau/\tau^* \leq \theta \leq 1$:

$$\epsilon^+(\theta) = \frac{S}{E_c} \left[-\frac{\alpha \tau}{4 \tau^*} + \theta (1 + \alpha) \right] \quad (7b)$$

pour $1 \geq \theta \geq 1 - \tau/\tau^*$:

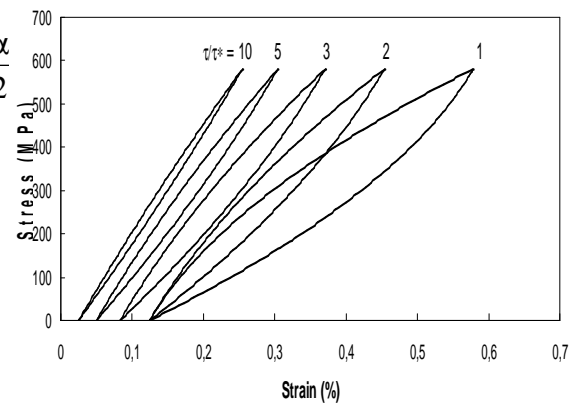
$$\epsilon^-(\theta) = \frac{S}{E_c} \left[\alpha \left(1 - \frac{1}{4} \frac{\tau}{\tau^*} - \frac{1}{2} \frac{\tau^*}{\tau}\right) + \theta \left(1 + \alpha \frac{\tau^*}{\tau}\right) - \frac{\alpha}{2} \right] \quad (7c)$$

pour $1 - \tau/\tau^* \geq \theta \geq 0$:

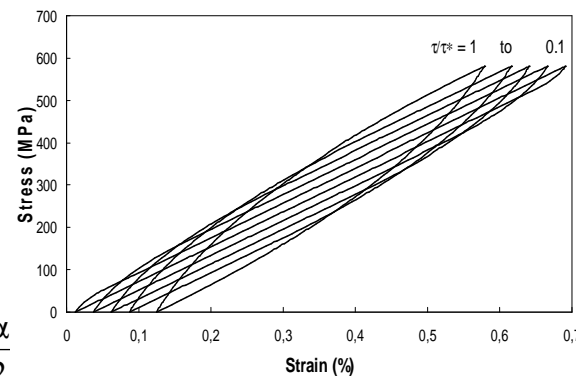
$$\epsilon^-(\theta) = \frac{S}{E_c} \left[\frac{\alpha \tau}{4 \tau^*} + \theta (1 + \alpha) \right] \quad (7d)$$

où ϵ^+ est la déformation du composite durant l'étape du chargement et ϵ^- la déformation du composite durant la décharge et θ la contrainte normalisée du cycle ($\theta = \sigma/S$, avec σ la contrainte appliquée sur le composite): durant l'étape de chargement θ croît de 0 à 1 et durant la décharge θ décroît de 1 à 0.

A partir de ces équations, il est possible de tracer dans le diagramme contrainte/déformation les boucles d'hystérésis mécanique pour un CMC 1D durant la fatigue cyclique. Ces boucles théoriques sont montrées sur la Fig. 3 pour les cas $\tau > \tau^*$ et $\tau < \tau^*$. On peut observer que les boucles sont ouvertes et qu'on a donc une dissipation d'énergie durant un cycle. Cette dissipation d'énergie est une conséquence directe du frottement entre fibres et matrice durant le glissement et peut être calculée théoriquement à partir des équations (5a) à (7d).



a)



b)

Fig. 3: Boucles contrainte/déformation d'un CMC 1D (a: $\tau > \tau^*$, b: $\tau < \tau^*$)

Pour caractériser la dissipation d'énergie durant un cycle de charge/décharge, plusieurs paramètres peuvent être calculés : l'aire de la boucle contrainte/déformation (ΔW), le frottement intérieur ($\Delta W/W_e$) et la largeur de la boucle à mi-hauteur ($\Delta \varepsilon$). Les expressions théoriques de ces paramètres sont :

pour ΔW et $\Delta W/W_e$:

si $\tau/\tau^* > 1$: $\Delta W = \frac{\alpha \tau^* S^2}{6 \tau E_c}$ et

$$\frac{\Delta W}{W_e} = \frac{\alpha}{3 \left(\frac{\alpha}{2} + \frac{\tau}{\tau^*} \right)} \quad (8a)$$

si $\tau/\tau^* < 1$: $\Delta W = \frac{\alpha \tau S^2}{6 \tau^* E_c} \left(3 - 2 \frac{\tau}{\tau^*} \right)$ et

$$\frac{\Delta W}{W_e} = \alpha \frac{\tau}{\tau^*} \frac{1 - \frac{2}{3} \frac{\tau}{\tau^*}}{1 + \alpha \left(1 - \frac{1}{2} \frac{\tau}{\tau^*} \right)} \quad (8b)$$

et pour $\Delta \varepsilon$:

si $\tau/\tau^* > 1$: $\Delta \varepsilon = \frac{\alpha S \tau^*}{4 E_c \tau}$

(9a)

si $1 > \tau/\tau^* > 1/2$:

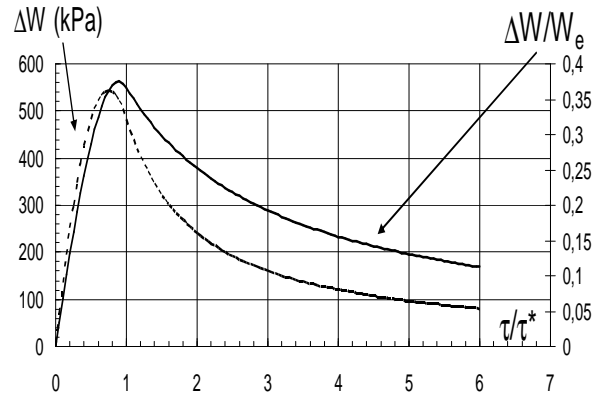
$$\Delta \varepsilon = \alpha \left(1 - \frac{1}{4} \frac{\tau^*}{\tau} - \frac{1}{2} \frac{\tau}{\tau^*} \right) \frac{S}{E_c} \quad (9b)$$

si $\tau/\tau^* < 1/2$:

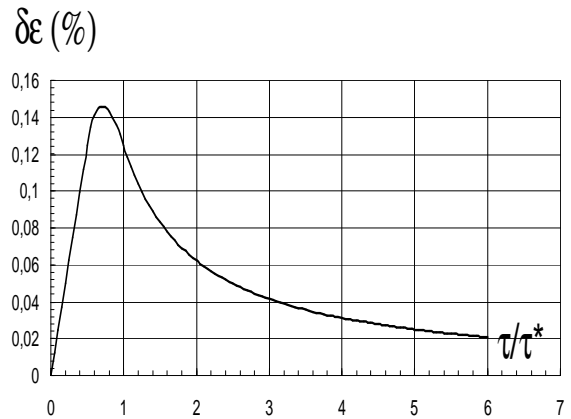
$$\Delta \varepsilon = \frac{\alpha S \tau}{2 E_c \tau^*} \quad (9d)$$

On observe que le frottement intérieur ($\Delta W/W_e$) dépend seulement du paramètre α représentatif des propriétés des constituants et du rapport τ/τ^* . Durant la fatigue cyclique, le glissement répété de va et vient des fibres près de chaque fissure matricielle peut introduire une usure interfaciale entre les fibres et la matrice environnante [4, 6]. Ce phénomène peut être décrit par une décroissance de la contrainte de cisaillement interfacial τ quand le nombre de cycles augmente. Ainsi l'effet de l'usure interfaciale sur la dissipation peut être décrit par la relation entre l'aire des boucles (ΔW), le frottement intérieur ($\Delta W/W_e$) ou la largeur à mi-hauteur des boucles ($\Delta \varepsilon$) et la contrainte de cisaillement interfacial (τ) ou la contrainte de

cisaillement interfacial normalisée (τ/τ^*). L'évolution de ces 3 paramètres en fonction de la contrainte de cisaillement interfacial normalisée est donnée par la Fig. 4. On observe un maximum de ces trois paramètres pour une valeur de τ/τ^* proche de 1.



a)



b)

Fig. 4: Relation théorique entre l'aire des boucles (ΔW) ou le frottement intérieur ($\Delta W/W_e$) et la contrainte de cisaillement interfacial normalisée (τ/τ^*) (a) et entre la largeur à mi-hauteur ($\Delta \varepsilon$) et τ/τ^* (b).

Pour un composite donné, la dissipation d'énergie correspond à l'aire des boucles, ou le frottement intérieur, pour une valeur initiale de la contrainte de cisaillement interfacial (τ_0/τ^*). Son évolution durant la fatigue cyclique est donnée par les valeurs successives de la contrainte de cisaillement interfacial (τ_N/τ^*) qui décroît à partir de τ_0/τ^* . Ainsi, si la contrainte de cisaillement interfacial initiale (τ_0/τ^*) est à droite ou à gauche du maximum, l'évolution du frottement intérieur durant la fatigue cyclique due à l'usure de l'interface peut être croissante, décroissante ou passer par un maximum. Ces évolutions théoriques ont été observées expérimentalement et sont décrites dans le paragraphe suivant.

Pour des CMC plus complexes 2D chargés dans une direction parallèle à une direction des fibres, le comportement mécanique des plis transverses est habituellement élastique et moins dissipatif. Par conséquent, l'hystérésis mécanique des composites 2D est essentiellement due aux fibres longitudinales qui ont un comportement similaire à celui d'un composite 1D.

3- EVOLUTION EXPERIMENTALE DU FROTTEMENT INTERIEUR DURANT LA FATIGUE CYCLIQUE

Durant la fatigue cyclique, les composites s'endommagent et l'énergie dissipée durant les cycles de charge/décharge en général augmente. Ce phénomène a été observé sur des composites Nicalon SiC/SiC à température ambiante et à haute température sous atmosphère inerte (Fig. 5). L'énergie dissipée par cycle croît durant la fatigue et est plus élevée quand la température augmente [6].

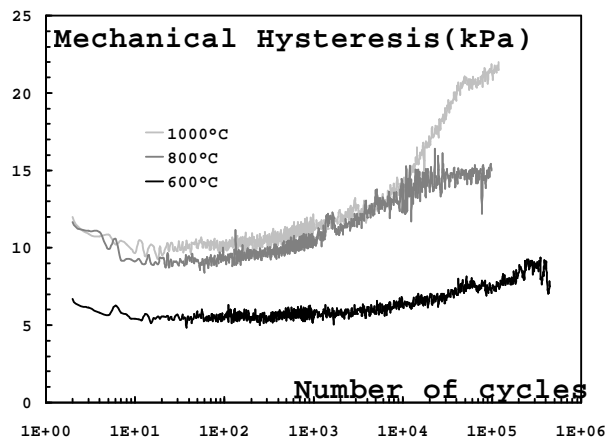


Fig. 5: Evolution expérimentale du frottement intérieur sur un composite SiC/SiC durant la fatigue cyclique à haute température sous atmosphère inerte.

Mais pour certains composites (Nicalon SiC/MAS-L, C/SiC, Nextel/Al₂O₃), le frottement intérieur décroît durant la fatigue [6, 12-14]. C'est aussi le cas d'un composite auto-cicatrisant Hi-Nicalon SiC/[Si-B-C] pour de faibles contraintes (jusqu'à 200 MPa) (Fig. 6). La diminution du frottement intérieur durant la fatigue est observée à 600°C et à 1200°C [15].

Cette évolution n'est pas classique car habituellement le frottement intérieur croît durant la fatigue, le matériau s'endommageant. Mais comme cela a été mentionné précédemment, le phénomène général se produisant dans les CMC durant la fatigue cyclique est l'usure de l'interface fibre/matrice due au glissement de va et vient des fibres

dans la matrice près de la fissure matricielle [4,6]. Cet effet conduit à une diminution progressive de la contrainte de cisaillement interfacial (τ) quand le nombre de cycles appliqués augmente.

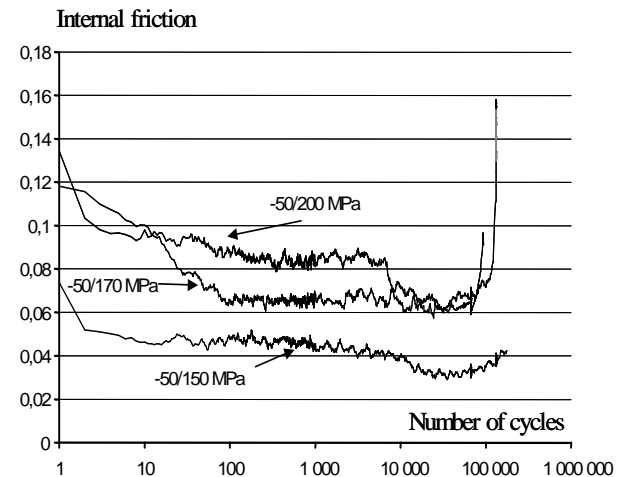


Fig. 6: Evolution expérimentale du frottement intérieur d'un composite Hi-Nicalon SiC/[Si-B-C] durant la fatigue cyclique à 1200°C sous air.

Comme cela a été décrit dans le paragraphe précédent, quand la contrainte de cisaillement interfacial (τ) est supérieure à la valeur limite (τ^*) (equation 4), le glissement des fibres est localisé près des fissures matricielles et quand τ est plus faible que τ^* le glissement est total. Pour un composite et un pic de contrainte (S) donnés, la contrainte de cisaillement interfacial initiale τ_0 peut être plus élevée ou plus faible que τ^* .

Si τ_0 est plus grand que τ^* , le point représentatif sur la courbe de frottement intérieur en fonction de la contrainte de cisaillement interfacial ($\Delta W/W_e$ vs τ/τ^*) est sur le côté droit ($\tau_0/\tau^* > 1$). Durant la fatigue, si la contrainte de cisaillement interfacial décroît du fait de l'usure de l'interface, le frottement intérieur augmente (cas du composite SiC/SiC, Fig. 5 et 8). D'autre part, si τ_0 est plus faible que τ^* , le point représentatif est sur le côté gauche de la courbe et durant la fatigue la décroissance de τ mène à une décroissance du frottement intérieur (cas de Hi-Nicalon SiC/[Si-B-C]) (Fig. 6 et 8).

Pour le composite Hi-Nicalon SiC/[Si-B-C], à 600°C il n'y a pas de fluage des fibres mais un glissement total des fibres est possible si la contrainte de cisaillement interfacial τ_0 , due aux contraintes thermiques radiales de tension aux interfaces fibre/matrice, est inférieure à la valeur limite τ^* [15]. A 1200°C les contraintes thermiques sont plus faibles qu'à 600°C mais

le fluage des fibres apparaît [16]. Ceci peut conduire à une décohésion complète des fibres due à une réduction de leur diamètre. Par conséquent le glissement peut se produire le long de la fibre entière (glissement total) et le frottement intérieur peut décroître en raison de l'usure de l'interface comme cela est observé expérimentalement (Fig. 6).

Comme montré sur la Fig. 4, le frottement intérieur est maximal pour une contrainte de cisaillement interfaciale normalisée (τ/τ^*) proche de 1. Ainsi, durant la fatigue cyclique, un pic de frottement intérieur peut apparaître si la contrainte de cisaillement interfaciale initiale (τ_0/τ^*) est proche de 1 et si l'usure de l'interface est suffisante pour faire décroître τ/τ^* en dessous du maximum. Cet effet a été observé expérimentalement sur des composites 2D SiC/SiC (Fig. 7) après un traitement thermique sous vide qui élimine l'interface de PyC des fibres Nicalon. Dans ce cas la contrainte de cisaillement interfaciale initiale (τ_0) a suffisamment diminué pour être proche du maximum de frottement intérieur et ainsi passer par le maximum lors de l'usure de l'interface [6] (Fig. 8).

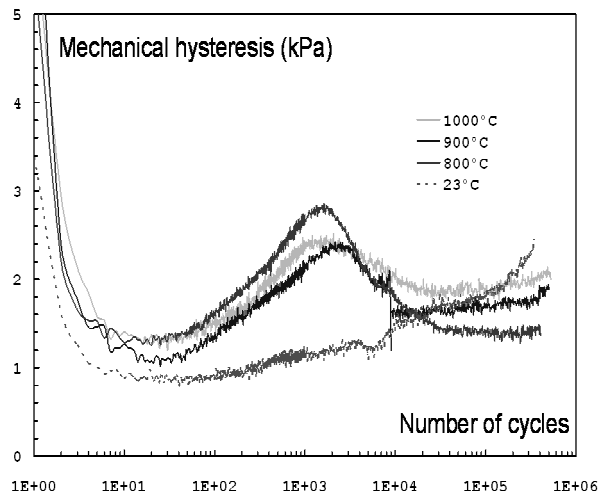


Fig. 7: Evolution expérimentale du frottement intérieur durant la fatigue cyclique à température ambiante d'un composite 2D Nicalon/SiC traité thermiquement.

Ainsi, le frottement intérieur est un outil intéressant pour analyser les évolutions des composites durant la fatigue cyclique, notamment au niveau de l'interface fibre/matrice. Le modèle de transfert de charge d'un composite équivalent 1D permet d'obtenir une relation théorique entre le frottement intérieur et la contrainte de cisaillement interfaciale normalisée (τ/τ^*). A partir des données expérimentales, il est possible d'estimer la valeur de la contrainte de cisaillement interfaciale (τ) [4]. Pour déterminer

cette valeur, il faut connaître la densité de fissures matricielles pour obtenir τ^* . Par exemple, pour le composite Hi-nicalon/[Si-B-C], la distance moyenne entre fissures est environ $20\mu\text{m}$ et le frottement intérieur est de l'ordre de 0,1 à 1200°C pour un pic de contrainte de 200 MPa. Ces données expérimentales conduisent à une valeur théorique de τ^* de 150 MPa et une contrainte de cisaillement interfaciale apparente de 20 MPa.

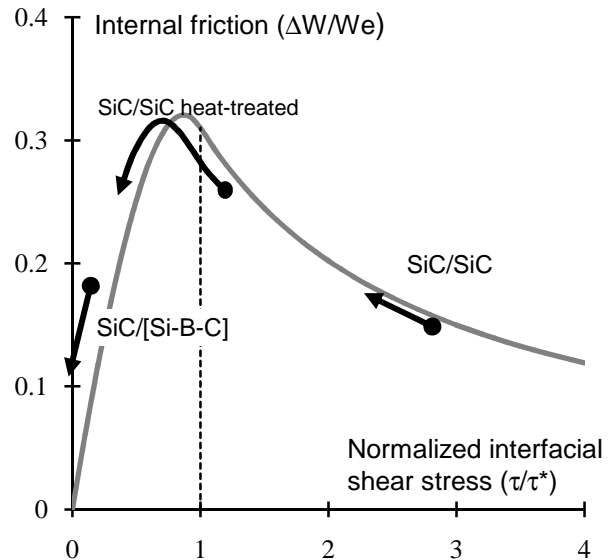


Fig. 8: Description théorique des évolutions du frottement intérieur observé expérimentalement durant la fatigue cyclique.

4- CONCLUSION

Les composites à matrice céramiques sont sensibles à la fatigue à haute température. Le phénomène d'endommagement prépondérant est l'usure progressive des interfaces fibres/matrice lors des glissements de va et vient. Le frottement intérieur est lié aux interactions fibres/matrice via la contrainte de cisaillement interfaciale. Ainsi l'évolution du frottement intérieur durant la fatigue cyclique peut être expliquée par le modèle de transfert de charge.

Remerciements

Les auteurs tiennent à remercier SNECMA Propulsion Solide, le CNRS, la DGA pour leur support et pour leur intérêt pour ces études.

REFERENCES

- [1] J. Aveston, G.A. Cooper, A. Kelly: Single and multiple fracture, in: Proc. of Conference on the properties of fibre composites of the national physical laboratory. IPC Science and Technology Press, Guildford, UK, 1971, pp. 15-26.
- [2] P.J. Lamicq, J.F. Jamet, in: A.G. Evans & R. Naslain (Ed.), Proceedings of the Second International Conference on High-Temperature Ceramic-Matrix Composites, vol. 57, Ceramic Transactions, Westerville, USA, 1995, pp. 1-12.
- [3] A.G. Evans, F.W. Zok, R.M. McMeeking, *Acta metall. mater. Fatigue of ceramic matrix composites*, 43 (1995) 859-75.
- [4] A.G. Evans, Design and Life Prediction Issues for High-Temperature Engineering Ceramics and Their Composites, *Acta mater.* 45 (1997) 23-40.
- [5] H.G. Halverson, W.A. Curtin, Stress Rupture in Ceramic-Matrix Composites: Theory and Experiment, *J. Am. Ceram. Soc.* 85 (2002) 1350-1365.
- [6] G. Fantozzi, P. Reynaud, D. Rouby, Thermomechanical behaviour of long fibres ceramic-ceramic composites, *Sil. Ind.* 66 (2001) 109-119.
- [7] J. Lamon (Ed.), Recent advances in Ceramic-matrix composites, Lavoisier, Cachan, France, 2005.
- [8] E. Bouillon, F. Abbe, S. Goujard, E. Pestourie, G. Habarou, B. Dambrine, Mechanical and Thermal Properties of a Self-Sealing Matrix Composite and Determination of the Life Time Duration, *Ceramic Science Engineering Proceedings* 21 (2000) 459-467.
- [9] L. Vandenbulke, G. Fantozzi, S. Goujard, M. Bourgeon, Outstanding ceramic matrix composites for high temperature applications, *Advanced Engineering Materials* 7 (2005) 137-142.
- [10] D. Rouby, O. Penas, P. Reynaud, in: W. Krenkel, R. Naslain, H. Schneider (Ed.), Proc. of High Temperature Ceramic Matrix Composites 4, Wiley-Vch, Weinheim, Germany, 2001, pp. 429-439.
- [11] J.P. Solti, D.D. Robertson, S. Mall, Estimation of interfacial properties from hysteretic energy loss in unidirectional ceramic matrix composites, *Adv. Composite Mater.* 9 (2000) 161-173.
- [12] L.P. Zawada, L.M. Butkus, G.A. Hartman, Tensile and Fatigue Behavior of Silicon Carbide Fiber-Reinforced Aluminosilicate Glass, *J. Am. Ceram. Soc.*, 74 (1991) 2851-58.
- [13] J. Staehler, S. Mall, L. Zawada, Frequency dependence of high-cycle fatigue behavior of CVI C/SiC at room temperature, *Composites Science and Technology* 63 (2003) 2121-2131.
- [14] M.B. Ruggles-Wrenn, S. Mall, C.A. Eber, L.B. Harlan, Effects of steam environment on high-temperature mechanical behavior of Nextel™720/alumina (N720/A) continuous fiber ceramic composite, *Composites: Part A* 37 (2006) 2029-2040.
- [15] P. Reynaud, D. Rouby, G. Fantozzi, Comportement en fatigue cyclique à chaud de composites à matrice céramique autocicatrisante, *Ann. Chim. Sci. Mat.* 30 (2005) 649-658.
- [16] G. Farizy, J.L. Chermant, J.C. Sangleboeuf, J. Vicens, SiC_f-SiBC composites: microstructural investigations of the as-received material and creep tested composites under an oxidative environment, *Journal of Microscopy* 210 (2003) 176-186.