

Les composites à matrices céramiques

Nécessité d'une approche science des matériaux multi-échelle et multi-technique

Guillaume Boitier et Jean-Louis Chermant

Summary **Ceramic matrix composites: necessity of a multi-scale and multi-technique material science approach**

The ceramic matrix composites (CMCs) are a new class of materials for thermostructural applications in the aeronautical and space domains. Using creep investigations, we show that such investigations can only be undertaken if microstructural observations and analysis (by scanning and transmission electron microscopy) are undertaken at different scales, and also using other techniques such as image analysis to quantify the damages.

Mots-clefs **Composites à matrices céramiques, fluage, approche multi-échelle, microscopies électroniques, analyse automatique d'images, fluage-endommagement.**

Key-words **Ceramic matrix composites, creep, multiscale investigation, electron microscopies, automatic image analysis, damage-creep.**

Un composite est un solide polyphasé ayant pour but d'associer des matériaux aux caractéristiques complémentaires, au sein d'un même matériau, de manière à lui conférer un ensemble de propriétés originales que les constituants seuls n'atteignent pas [1].

Devant l'évolution de l'industrie aéronautique et spatiale depuis les années 1960, de nouvelles exigences en terme de matériaux de structure sont apparues. Les critères recherchés correspondent dorénavant à des matériaux de faibles densités, réfractaires, tenaces, à bonne résistance thermomécanique pour des domaines de températures supérieures à 1 000 °C et pouvant atteindre 2 000 °C, et même de l'ordre de 3 000 °C pour les composites carbone-carbone lorsqu'ils sont protégés, mais aussi à des matériaux possédant des durées de vie de plus en plus longues, dans des conditions de sollicitations extrêmes. La faisabilité de pièces de grandes tailles et de formes de plus en plus complexes est également une autre exigence et non des moindres. Les matériaux utilisés dans l'industrie aéronautique et spatiale ces dernières années (superalliages, céramiques ou aluminures...) ne sont plus adaptés à ces nouvelles conditions d'emploi.

Si dans les années 80, les céramiques se présentaient *a priori* comme les meilleurs candidats pour répondre à cette demande, la fragilité inhérente à ces matériaux et leur faible ténacité sont rapidement apparues comme des critères rédhibitoires. L'introduction de fibres céramiques continues dans une matrice céramique ou vitrocéramique tend à réduire cette fragilité et à rendre ces matériaux plus tenaces, conférant à la matrice une certaine « plasticité » ou « inélasticité ». Les composites à matrices céramiques (CMC) répondent donc, en partie, à ces exigences.

L'industrie aéronautique et spatiale a alors développé des pièces pour des structures très chaudes en composites carbone-carbone, telles que les tuyères d'engins balistiques et des fusées Ariane (C_f-C). Puis, pour remédier à la sensibilité de tels matériaux à l'oxydation, des matériaux de type Sepcarb et Sepinox ont été conçus par la société SEP, devenue maintenant SNECMA, Division Moteurs-Fusées (St Médard en Jalles). Ceci a donc donné naissance aux SiC_f-SiC, C_f-SiC, Al₂O₃-SiC, SiC_f-Si₃N₄, SiC_f-SiBC, C_f-SiBC..., matériaux aux microstructures et architectures de plus en plus complexes. Parallèlement, ces architectures céramiques fibreuses ont été également infiltrées par des phases silicatées, puis frittées, pour donner naissance aux CMC à matrices vitrocéramiques.

Pour développer des pièces dans ces composites, l'étude du comportement en fluage et en fatigue s'avère alors nécessaire, en vue de déterminer leurs durées de vie et leurs cinétiques de déformation et d'endommagement dans des conditions thermomécaniques et environnementales sévères. Par ailleurs, ces données, ainsi que celles de rupture (couplées à l'aspect statistique), sont indispensables pour les bureaux d'étude dans la perspective de calculs de structure et pour établir parallèlement un dialogue étroit avec l'élaborateur.

Compte tenu des cahiers des charges de plus en plus drastiques auxquels ils doivent répondre, les CMC sont donc des matériaux éminemment complexes tant du point chimique que physique ou architectural. Or, à partir des données mécaniques, quelle que soit l'approche envisagée (classique ou par la mécanique de l'endommagement), et le nombre de paramètres accessibles, on ne peut avoir accès qu'à une tendance de comportement (endommageable,

visco-plastique...) et à une cinétique globale d'évolution, sans parvenir à préjuger des mécanismes qui les sous-tendent.

Ainsi, la connaissance des caractéristiques mécaniques, morphologiques et microstructurales des éléments constitutifs du matériau est un paramètre indispensable. Il serait cependant illusoire de croire que les propriétés macroscopiques globales du composite peuvent être directement déduites de celles des constituants par une simple loi des mélanges. En effet, il faut prendre en compte les effets d'architecture, l'influence des phénomènes aux interfaces fibre/matrice et toron/toron, le comportement du renfort dans l'environnement de la matrice et, réciproquement, de la matrice dans l'environnement du renfort, ainsi que l'évolution des constituants dans les conditions d'essai.

Ce court article se propose d'illustrer la complexité que représentent l'étude, la compréhension et la modélisation du comportement en fluage de CMC et les moyens d'y remédier, que seule une approche multi-échelle et multi-technique permet.

Rappel sur l'élaboration des CMC

La complexité des CMC se retrouve dès l'étape d'élaboration. Hérités des méthodes classiques du céramiste, les procédés d'élaboration mis en œuvre pour ces matériaux nécessitent cependant des aménagements spécifiques liés principalement à leur nature multiphasée et généralement anisotrope.

On se doit à ce stade de distinguer deux familles de CMC à fibres longues en fonction de la nature de la matrice : les CMC à matrices vitrocéramiques (constituées d'alumino-silicates plus ou moins cristallisés pour des applications jusqu'à 800-900 °C) et les CMC à matrices céramiques, de type monolithique (principalement SiC, Si₃N₄, Al₂O₃, SiO₂) pour des applications supérieures à 1 100 °C).

Pour les CMC à matrices céramiques, la technique jadis la plus largement plébiscitée était l'infiltration chimique en phase vapeur (CVI : chemical vapor infiltration) dérivée des techniques de dépôt chimique en phase vapeur (CVD : chemical vapor deposition), bien maîtrisée pour l'élaboration de couches minces céramiques ou semi-conductrices. Quelques modifications ont été apportées à ce procédé pour infiltrer des préformes et déposer une matrice céramique sur des fibres. Le principe en est relativement simple, même si le développement pratique s'avère beaucoup plus complexe. La matrice céramique est formée par réaction chimique d'un mélange gazeux traversant la préforme portée à la température de réaction appropriée. Par le choix de gaz adéquats, une grande diversité de matrices peut être synthétisée. Les réactions les plus fréquentes font intervenir la réduction d'un chlorure organométallique en présence d'hydrogène. Les matrices en SiC CVI sont obtenues par décomposition du méthyltrichlorosilane (MTS). Toutes ces matrices sont généralement de haute pureté, et leur croissance est colonnaire par rapport à la surface des fibres. Au cours de ce procédé, les températures sont maintenues à des valeurs suffisamment basses pour éviter toute détérioration de la fibre. En plus de l'élaboration des matrices, la technique CVI est également utilisée pour générer des interphases aux interfaces fibre/matrice. Le procédé CVI a été mis au point initialement pour SiC par Christin [2] dans l'équipe de Roger Naslain à Bordeaux.

On distingue cependant deux procédés en fonction du régime de dépôt. Le procédé isotherme-isobar (ICVI),

utilisé à ce jour pour l'élaboration des CMC à l'échelle industrielle [3], consiste à travailler à une température aussi basse que possible, pour que les vitesses de réactions soient lentes, et à pression réduite afin d'accroître le libre parcours moyen des molécules [2]. Ces conditions favorisent la densification à cœur de la préforme fibreuse. Cette approche est caractérisée par des faibles vitesses de dépôt, mais permet d'infiltrer simultanément un grand nombre de préformes, même de géométrie complexe. Une autre alternative consiste à travailler en régime « forcé » (FCVI) par l'application d'un gradient de température et/ou de pression pour accroître les vitesses de dépôt. En contrepartie, cette technique nécessite un outillage spécifique et s'avère mal adaptée à la densification simultanée de plusieurs pièces ou de pièces de géométries complexes. Mais le gros inconvénient de ces deux procédés, qui donnent cependant les meilleurs matériaux, est le temps d'infiltration, infiltration qui doit être répétée plusieurs fois.

Hormis la CVI, il existe d'autres technologies dont certaines sont de plus en plus utilisées actuellement à l'échelle industrielle. On peut ainsi citer l'imprégnation/pyrolyse de précurseurs organométalliques de type carbosilanes (procédé PIP : pyrolysis impregnation and pyrolysis) [4], l'infiltration par un sol suivi d'une gélification puis d'une pyrolyse [5], l'infiltration d'un métal liquide suivie d'une oxydation directe du métal (procédé DIMOX : directed metal oxidation process) et procédé PRIMEX (pressureless metal infiltration process), développés jadis par la société Lanxide (Newark, Del, États-Unis) [6], ou le frittage réaction [7]. Pour accélérer l'étape d'élaboration, et donc réduire le coût, on tend de plus en plus à utiliser un procédé d'élaboration par infiltration liquide, avec ou sans pression, suivie d'une étape CVI.

Pour les composites à matrices vitrocéramiques, un procédé s'impose largement : l'imprégnation suivie d'un frittage sous charge développée initialement par Brennan et Prewo [8].

La figure 1 présente la morphologie de tels matériaux.

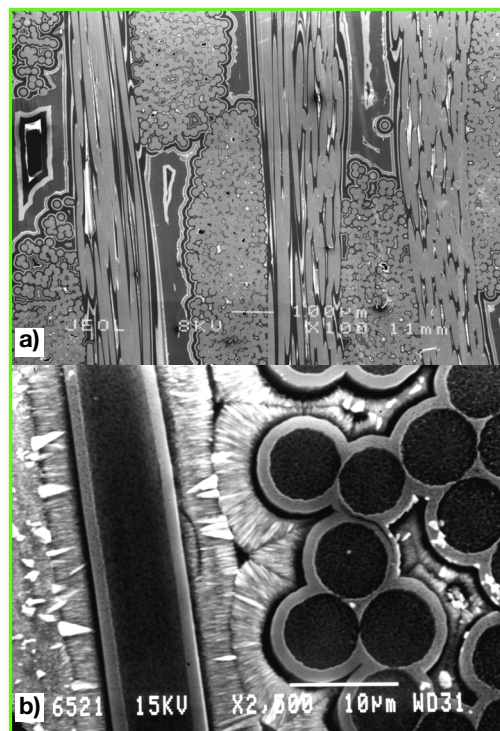


Figure 1 - Micrographies en microscopie électronique à balayage de deux CMC. a) C₇-SiC ; b) SiC₇-SiBC avec une matrice multicouche autocicatrisante.

Comportement en fluage des CMC

Lorsque l'on est habitué à réaliser des essais mécaniques à température ambiante, le passage aux essais à chaud apparaît tout d'abord assez simple. Il suffit d'ajouter le paramètre température et d'avoir des accastillages qui ne se déforment pas aux températures d'essais. Mais dès lors que l'on cherche à comparer des résultats ou que l'on utilise deux techniques différentes de mesures, disons par exemple de la température ou de la déformation, on se rend compte que les valeurs numériques lues ne correspondent finalement pas toujours à ce que l'on est censé mesurer, et que l'on peut être loin de la réalité, à la fois sur la valeur de la température et de la déformation.

La réalisation de tels essais est loin d'être simple si l'on veut être dans des conditions expérimentales fiables. Le LERMAT au cours de thèses [9-11] s'est attaché à la réalisation d'essais de fluage dans des conditions les plus précises et reproductibles possibles, grâce à un appareillage et à une méthodologie mis au point par Henri Cubero, ingénieur au laboratoire. En effet, de nombreux résultats publiés récemment confirment la difficulté technologique que soulève le développement d'une instrumentation de précision à haute température.

La réalisation d'essais à haute température au-delà de 1 200 °C sur des matériaux très résistants n'a rien de trivial et nécessite des équipements et des attentions toutes particulières. Sur la base de dispositifs expérimentaux dédiés, mis en œuvre et optimisés par nos soins, en s'affranchissant plus particulièrement des problèmes liés à l'alignement du train le chargement, à la mesure et la régulation de la température, ainsi qu'à la mesure de la déformation, nous avons pu caractériser proprement les réponses mécaniques macroscopiques de nos matériaux soumis à une sollicitation de fluage (figure 2) (avec une stabilisation de la température à 2-3° près et une mesure vraie de la déformation proche de quelques dixièmes de microns).

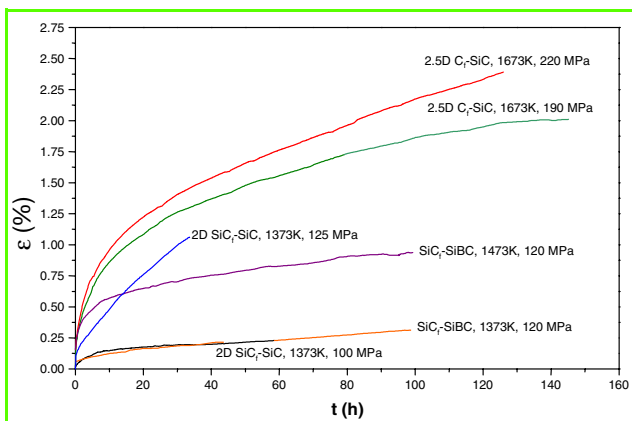


Figure 2 - Courbes de fluage (déformation en fonction du temps, ϵ - t) de quelques CMC testés sous argon.

Une telle approche mécanique macroscopique permet certes de caractériser la résistance au fluage de ces composites en termes de vitesses de déformation et de durées de vie, mais ne permet pas de conclure en terme de mécanisme de fluage dès lors que ce dernier n'est pas gouverné par le fluage classique de l'un des constituants. Dans ce cas, l'application du formalisme de Norton-Dorn fournit des valeurs d'énergie d'activation et d'exposant de contrainte sans commune mesure avec celles relatives

au fluage des constituants (et encore faut-il tous les connaître !). Ces valeurs correspondent à la superposition complexe d'une multitude de mécanismes indiscernables. Cependant, elles ne possèdent aucun sens physique dans la mesure où l'association de constituants de différentes natures et l'architecture du renfort fibreux rendent caduques les hypothèses d'homogénéité et d'isotropie de Norton-Dorn.

Aussi convient-il alors de mener une autre approche macroscopique du fluage, sous l'angle de la mécanique de l'endommagement, telle qu'elle a été proposée par Kachanov [12]. La prise en compte de l'endommagement se fait au moyen d'un paramètre d'endommagement, D , qui traduit une perte de rigidité du matériau : $D = 1 - E/E_0$, avec E_0 le module initial et E le module à un instant t . En fluage, ce paramètre est obtenu dans les représentations contrainte-déformation, σ - ϵ , en pratiquant périodiquement, au cours de l'essai, des cycles de déchargement-rechargement pour suivre l'évolution d'un des modules élastiques (figure 3). On remarque une très brutale augmentation de cet endommagement lors du chargement et peut-être durant les premières heures de fluage ; ceci est suivi d'une certaine stabilisation avec une éventuelle augmentation.

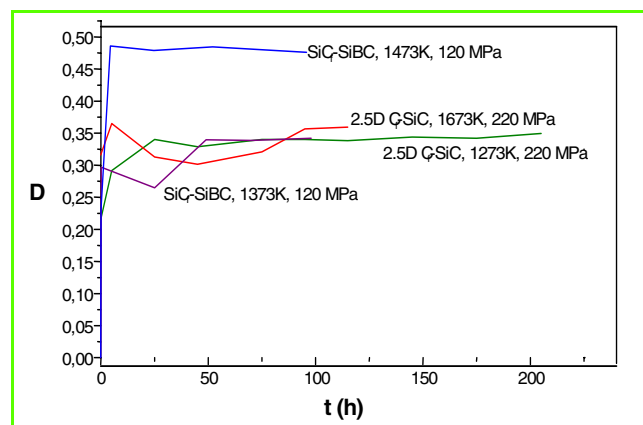


Figure 3 - Évolution de l'endommagement, D , en fonction du temps, t , pour quelques CMC testés sous argon, à différentes températures et sous différentes contraintes.

L'évolution du paramètre D en fonction du temps de fluage, t , permet d'avancer l'hypothèse que l'on est en présence d'un mécanisme de fluage différent des mécanismes classiques (par diffusion, montée de dislocations, ou glissement aux joints de grains), et baptisé « fluage-endommagement » [13-14].

Mécanisme : analyse multi-échelle et multi-technique

Cependant, pour valider une telle hypothèse et comprendre en termes de sciences des matériaux, le(s) mécanisme(s) qui sous-tend(ent) la déformation macroscopique, il convient de mener une étude microstructurale à plusieurs échelles, qu'il faudra en fait compléter par des études basées sur d'autres techniques de façon à accéder à des données à la fois qualitatives et quantitatives.

L'expérience acquise au LERMAT en études microstructurales a permis d'identifier trois échelles principales de travail : mésoscopique pour la fissuration, microscopique pour les phénomènes d'interfaces, et nanoscopique pour l'évolution des constituants à l'échelle élémentaire (à partir

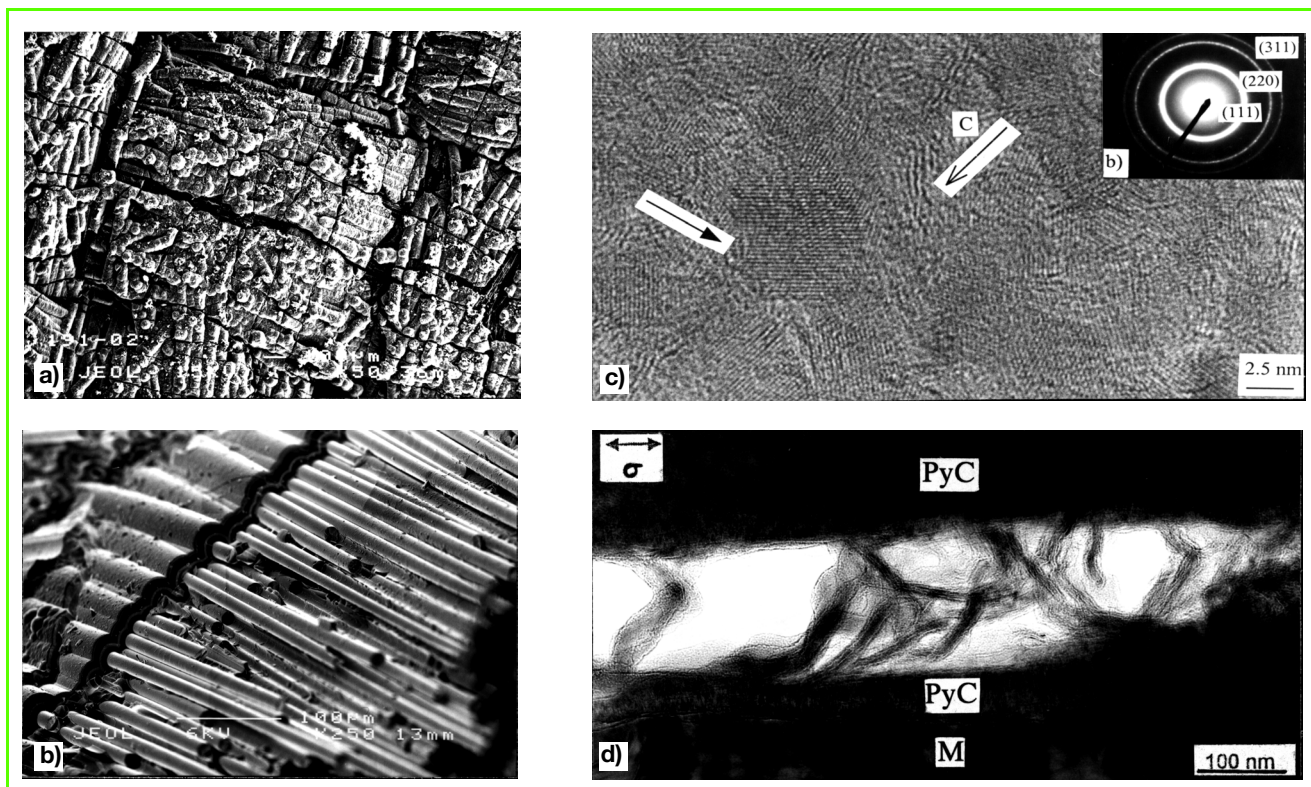


Figure 4 - Endommagement et changements microstructuraux observés aux différentes échelles : a) microfissuration matricielle dans un C_f -SiC testé sous argon à 1 400 °C sous 220 MPa ; b) importante extraction de fibres dans un composite SiC_f -SiBC testé sous argon à 1 300 °C sous 120 MPa ; c) visualisation des nanograins de SiC et de quelques unités structurales de base (USB) en carbone dans la fibre SiC_f Hi-Nicalon et cliché de diffraction correspondant ; d) pontage d'une microfissure par des rubans de carbone dans un C_f -SiC testé à 1 200 °C sous 220 MPa.

d'observations en microscopie électronique à balayage et en transmission). Ainsi, la *figure 4* illustre l'apport des observations à ces échelles. Cette connaissance et cette identification vont permettre d'accéder au mécanisme global de fluage de ces matériaux à partir de mécanismes élémentaires ainsi définis.

L'analyse fine de cette microfissuration matricielle (*figure 4a*) a montré qu'elle se développait dans les différents torons. Ainsi, on a tout d'abord, pour un matériau de type 2D, fissuration matricielle dans les torons transverses (par rapport à l'axe de la contrainte appliquée), puis décohésion inter-torons suivie de la fissuration matricielle dans les torons longitudinaux et ceci jusqu'à saturation. A partir de ce stade intervient un mécanisme beaucoup plus lent, de type croissance lente de fissures, où l'on observe uniquement l'ouverture des fissures transverses. Cette ouverture est pilotée, selon le matériau et les conditions expérimentales, par le fluage des fibres ou/et des mécanismes interfaciaux de glissement, facilités par les décohésions fibres/matrice et toron/toron. Ce mécanisme est illustré sur la *figure 5* [15-16]. Cette analyse qualitative de l'endommagement a pu être quantifiée en utilisant les méthodes d'analyse d'images [17]. On a tout d'abord montré, par exemple dans le cas des C_f -SiC, que l'on avait un gonflement des torons, traduisant le fait qu'ils se disloquent ; le taux de fissuration peut alors atteindre 6,4 %, par exemple après 200 h de fluage à 1 400 °C. Dans le cas des SiC_f -SiBC, on a mesuré l'ouverture des fissures dans les torons transverses à partir du plus grand élément structural inscriptible dans ces microfissures ; on a ainsi montré que l'ouverture des microfissures est directement reliée à la déformation

inélastique [16]. On a une relation linéaire, dont la pente dépendra de caractéristiques intrinsèques de ces composites (ici les interphases) (*figure 6*).

En outre, ces techniques d'analyse d'images permettent, non seulement de quantifier la morphologie des matériaux avant et après fluage, mais également de décrire l'arrangement spatial 3D de tels matériaux, pour permettre enfin une modélisation morphologique à partir des modèles probabilistes, bien mis en œuvre grâce à la morphologie mathématique [18-19].

Donc le mécanisme qui gouverne le fluage de ces CMC est un mécanisme de fluage-endommagement en deux étapes : 1. développement d'un réseau de fissuration matricielle jusqu'à saturation ; 2. ouverture de ces fissures.

Modélisation

Les différentes approches de modélisation menées à ce jour ont pour objectif de parvenir à la description de la redistribution des contraintes qui intervient lors d'une sollicitation de fluage et la façon dont le matériau peut supporter l'accumulation d'endommagement. Cette redistribution des contraintes est en fait liée à la différence entre les constantes élastiques et aussi les coefficients de dilatation thermique des fibres et de la matrice, différence génératrice de contraintes résiduelles. S'il est évident que ces modèles doivent prendre en compte les caractéristiques mécaniques des fibres et de la matrice, ils doivent également inclure celles des interfaces fibre/matrice. En effet, de par la complexité des interphases, l'interface fibre/matrice dans un composite ne peut raisonnablement pas être considérée

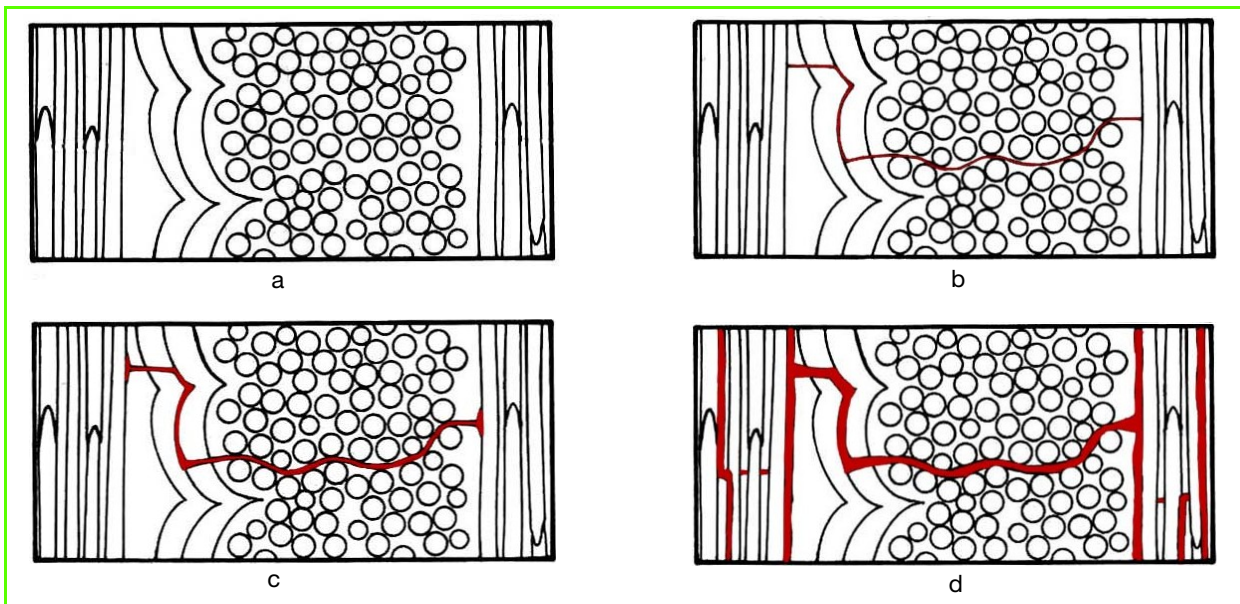


Figure 5 - Schéma proposé pour le fluage de composites à matrices céramiques d'architecture 2D : a) matériau brut ; b) développement de la microfissuration matricielle dans les torons transverses ; c) décohésion interfaciale entre torons et fibres/matrice dans les torons longitudinaux ; d) rupture matricielle dans les torons longitudinaux et ouverture des microfissures matricielles (l'axe de la contrainte pour ces figures est vertical).

comme une simple discontinuité mathématique ! Par ailleurs, si l'on a accès aux caractéristiques des fibres et de la matrice seules (ce qui n'est pas toujours le cas), on ne connaît pas en général leur comportement *in situ* dans le composite. On ne peut que considérer d'une façon globale les vitesses de fluage relatives de la matrice, $\dot{\epsilon}_m$, et des fibres, $\dot{\epsilon}_f$: selon ces valeurs, le transfert de charge se fera de la matrice vers les fibres ou réciproquement [20].

C'est en ce sens que les modèles basés sur la loi des mélanges et sur les transferts de charge par cisaillement ne donnent pas satisfaction dès qu'il s'agit d'un matériau non unidirectionnel. C'est la mécanique de l'endommagement de Kachanov [12], étendue par Ladèveze [21] aux matériaux anisotropes, qui donne actuellement les résultats les plus significatifs. Il serait souhaitable maintenant de pouvoir introduire dans le formalisme de Kachanov des paramètres morphologiques d'endommagement, tels que ceux obtenus quantitativement par les techniques d'analyse d'images. Ce

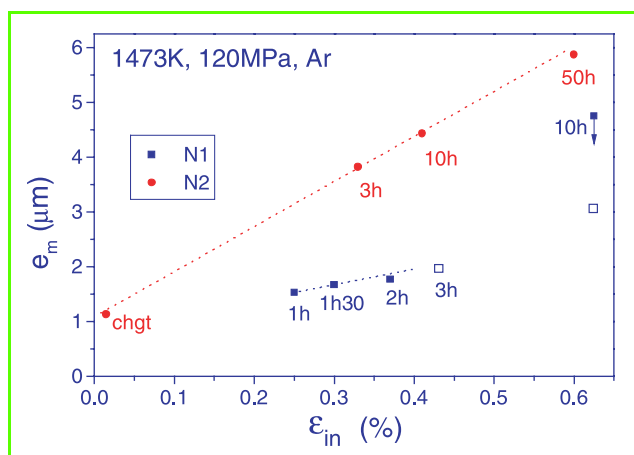


Figure 6 - Évolution de l'ouverture des microfissures matricielles, e_m , en fonction de la déformation inélastique, ϵ_{in} , pour des composites $\text{SiC}_f\text{-SiBC}$, dans le cas d'essais interrompus à 1 200 °C sous 120 MPa.

sont, de notre point de vue, de bons indicateurs matériau d'endommagement.

Une autre approche également prometteuse pourrait consister à utiliser l'homogénéisation basée sur les changements d'échelle. Compte tenu de la complexité des problèmes liés à la multiplicité des paramètres à prendre en compte – matériau, géométriques, morphologiques, physico-chimiques... –, il faudra sûrement s'orienter vers des approches hybrides.

Conclusion

Les tests mécaniques pour réaliser par exemple des essais de fluage permettent, dans le cas des composites à matrices céramiques, de n'accéder qu'à une approche macroscopique, c'est-à-dire l'évolution des paramètres de fluage, sans information sur les mécanismes ou micromécanismes potentiels. Seules les études et analyses microstructurales aux différentes échelles donnent accès aux évolutions microstructurales et aux micromécanismes mis en jeu, prenant en compte non seulement les deux constituant principal – fibres et matrice –, mais également les interfaces et interphases fibre/matrice, toron/toron, et les éléments constitutifs particulièrement de la fibre.

Ces microfissures ont pu être quantifiées pour accéder d'une part à l'importance de cet endommagement sur le matériau et à l'ouverture des microfissures, ce qui a permis d'étayer le mécanisme de fluage-endommagement pour ces matériaux. Il s'agit, en fait, d'une étude typique de science des matériaux.

Toutes ces études, et bien d'autres d'ailleurs comme celles de fatigue du GEMPPM à l'INSA de Lyon, soutiennent évidemment le développement de telles pièces dans l'industrie aéronautique et spatiale, ainsi que pour des turbines terrestres et d'autres pièces très chaudes. Un certain nombre de pièces en CMC sont actuellement testées, tant en France qu'aux États-Unis, en Angleterre ou au Japon. On peut citer par exemple des pièces de propulsion, des turbines, des chambres de combustion, des

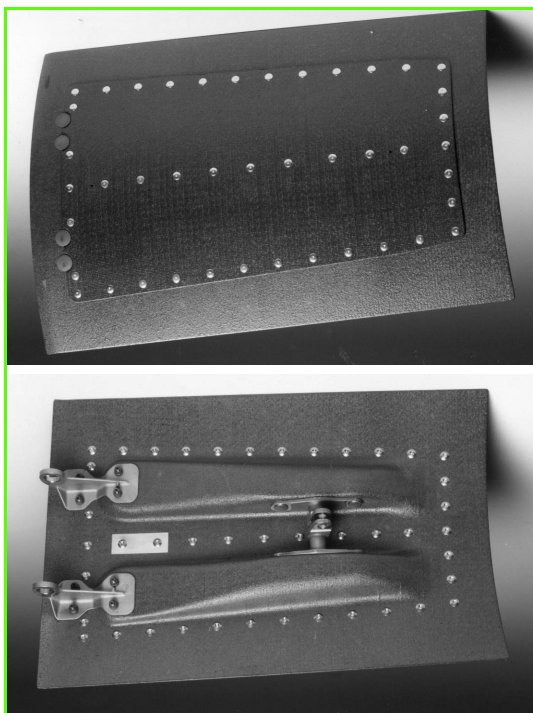


Figure 7 - Volets secondaires des avions Rafale en C_f -SiC (cliché SNECMA, Division Moteurs-Fusées).

turbopompes, des divergents, des plaques de protection thermique, des freins aéronautiques... Le plus souvent, ces pièces sont en C_f -SiC ou SiC_f -SiC, bien que quelques laboratoires américains tentent toujours de mettre au point des CMC oxyde-oxyde (Nextel $_f$ - Al_2O_3 ou Al_2SiO_5 par exemple), mais qui ne tiennent pas les hautes températures ($> 1\ 100$ - $1\ 150\ ^\circ C$), essentiellement du fait de leur mauvaise tenue en fluage. La figure 7 présente, à titre d'illustration, un volet secondaire des avions Rafale, en C_f -SiC, seule pièce réalisée industriellement à ce jour en CMC, si l'on excepte les pièces C_f -C. D'autres domaines d'application existent, tels que des pièces de support pour l'industrie des traitements thermiques ou des semi-conducteurs, pour l'industrie nucléaire, des freins pour les camions, les voitures et les motos de compétition et de très haut de gamme. Enfin, il existe également des applications en optique spatiale (miroirs) où les CMC oxyde-oxyde peuvent jouer un rôle. Dans tous les cas, ces pièces sont protégées par un revêtement céramique qui fait office de barrière thermique et/ou de diffusion et empêche la pénétration de l'oxygène. D'ailleurs, les nouvelles nuances de matériaux SNECMA sont maintenant fabriquées avec une matrice multicouche à

base de bore qui devient cicatrisante avec l'oxygène. Un bel exemple de matériau adaptatif !

Rermerciements

Les résultats présentés ici sont la conséquence de travaux réalisés dans le cadre de différentes actions – GS, DRME, CPR – soutenus par le CNRS, la DGA, et en collaboration étroite avec SEP, devenue SNECMA, Division Moteurs-Fusées. Nous tenons tout particulièrement à remercier nos anciens thésards pour leur participation à cet article, et plus particulièrement François Abbé, Séverine Darzens et Claude Rospars, ainsi que notre collègue Jean Vincens pour tous les travaux en microscopie électronique et Jean-Christophe Sanglebœuf pour ceux relatifs à la mécanique d'endommagement.

Références

- [1] Naslain R., *Introduction aux matériaux composites*, éd. CNRS-IMC, 1985, vol. 2, p. 29.
- [2] Christin F., Thèse de doctorat d'État, Université de Bordeaux I, 1979.
- [3] Naslain R., CVI composites, *Ceramic matrix composites*, éd. R. Warren, Blackie Pub., 1992, p. 199.
- [4] Sudre O., Parlier M., Bouillon E., *Ceram. Trans.*, 1995, 57, p. 389.
- [5] Fitzer E., Gadow R., Fibre reinforced composites via the sol/gel route, *Tailoring multiphase and composite ceramics*, éd. R.E. Tressler, G.L. Messing, C.G. Pantano, R.E. Newnham, *Mat. Sci. Res.*, Plenum Press, 1986, p. 571.
- [6] Schirocky G.H., Miller D.V., Aghajanian M.K., Fareed A.S., Fabrication of CMCs and MMCs using novel processes, *Proc. of 1st International Conference on Ceramic and Metal Matrix Composites CMMC'96*, éd. M. Fuentes, J.-M. Martinez-Esnaola, A.-M. Daniel, *Key Eng. Mat.*, 1997, 127-131, p. 141.
- [7] Pritchard A.J., Shatwell R.A., Processing and evaluation of RBSN composite containing SiC filaments, *Ceramic and Metal Matrix Composites, CMMC'96*, voir [6], p. 255.
- [8] Brennan J.J., Prewo K.M., *J. Mat. Sci.*, 1982, 17, p. 2371.
- [9] Doreau F., Thèse de doctorat, Université de Caen, 1995.
- [10] Maupas H., Thèse de doctorat, Université de Caen, 1996.
- [11] Boitier G., Thèse de doctorat, Université de Caen, 1997.
- [12] Kachanov L., *Izv. Akad. Nauk. SSR.*, 1958, 8, p. 26.
- [13] Kervadec D., Chermant J.-L., Some aspects of the morphology and creep behavior of a SiC_f -MLAS material, *Fracture Mechanics of Ceramics, FMC 5*, éd. R.C. Bradt, D.P.H. Hasselman, D. Munz, M. Sakai, V.Y. Schevchenko, Plenum Press, New-York, 1992, 10, p. 459.
- [14] Chermant J.-L., *Sil. Ind.*, 1995, 60, p. 261.
- [15] Boitier G., Vicens J., Chermant J.-L., *Mat. Sci. Eng.*, 2000, A279, p. 73 ; 2000, A289, p. 265 ; 2001, A313, p. 53.
- [16] Darzens S., Thèse de doctorat, Université de Caen, 2000.
- [17] Boitier G., Chermant L., Chermant J.-L., *Acta Stereol.*, 1997, 16, p. 275.
- [18] Serra J., *Image analysis and mathematical morphology*, Academic Press, New-York, 1982.
- [19] Coster M., Chermant J.-L., *Précis d'analyse d'images*, Les Éditions du CNRS, 1985 ; 2^e édition : Les Presses du CNRS, 1989.
- [20] Holmes J.W., Chermant J.-L., *Creep behavior of fiber-reinforced ceramic matrix composites, High Temperature Ceramic Matrix Composites, HT-CMCI*, éd. R. Naslain, J. Lamin, D. Doumaings, Woodhead Pub. Ltd. 1993, p. 633.
- [21] Ladevèze P., *Sur une théorie de l'endommagement anisotrope*, Rapport interne n° 34, 1983, Laboratoire de Mécanique et Technologie de Cachan, France ; On an anisotropic damage theory, *Failure criteria of structural media*, éd. J.P. Boehler, Balkema, Rotterdam, 1993, p. 355.



G. Boitier

Guillaume Boitier*

évolue depuis 1999 dans le domaine du transfert de technologie. A ce jour, il a la charge d'animer la structure de valorisation de la recherche (DCI : Département de création industrielle) de l'ISMRA-ENSI (Caen). Il est l'auteur de 22 publications dans des revues scientifiques internationales et de 25 actes de congrès, sur des sujets aussi divers que le fluage, les composites, les fibres de carbone, l'analyse d'images.

Jean-Louis Chermant**

a créé et dirigé le LERMAT (Laboratoire d'études et de recherches sur les matériaux, URA CNRS 1317) de l'Institut des sciences de la matière et du rayonnement de Caen. Ses orientations scientifiques concernent plus particulièrement le comportement thermomécanique des matériaux et les relations avec la microstructure et la morphologie (analyse automatique d'images). Il est à l'origine du pôle Traitement et Analyse d'Images de Basse-Normandie, qui regroupe des laboratoires de Science des matériaux, Technologie de l'information et de la communication, Sciences de la vie, Sciences de la terre, un Centre anticancéreux (F. Baclesse,

Caen) et des laboratoires hospitaliers. Ce pôle est soutenu par la région de Basse-Normandie, le CNRS et le ministère de l'Industrie. Il est l'auteur de plus de 400 articles, 300 communications, 70 conférences invitées et 2 livres (dont l'un avec Michel Coster).



J.-L. Chermant

* DCI-ISMRA, 6 bd du Maréchal Juin, 14050 Caen Cedex.

** LERMAT, URA CNRS 1317, ISMRA, 6 bd Maréchal Juin, 14050 Caen Cedex.