

Loi de comportement des composites BMC

N.LE^a, K.DERRIEN^a, J. FITOUSSI^a, D.BAPTISTE^a, B. OHL^b

a. Arts et Métiers ParisTech, Laboratoire d'Ingénierie des Matériaux (LIM), 151 Bd de l'Hôpital, 75013 Paris.

b. Schneider Electric, Innovation Technologie, 37 Quai Paul Louis Merlin, 38000 Grenoble

Résumé :

Dans le but d'optimiser la formulation des matériaux composite de type BMC utilisé par la société Schneider Electric, nous proposons de mettre en place les éléments nécessaires à l'établissement d'un modèle prédictif permettant de déduire la loi de comportement des composites BMC en fonction des propriétés des constituants tel que la fraction volumique, la distribution d'orientation, la forme des renforts ainsi que le comportement mécanique des différentes phases en présence. La démarche proposée est fondée sur une approche multi échelle d'homogénéisation des milieux aléatoires. Une analyse expérimentale complète nous permet de déterminer de manière précise la microstructure du matériau mais aussi de mettre en évidence les spécificités de cette classe de matériaux. Il apparait que le comportement non-linéaire de la matrice soit à l'origine de la déformation du composite, les phénomènes d'endommagement n'étant pas prédominants. Une loi de comportement de type élastoplastique est alors introduite à l'échelle de la matrice ainsi que tous les paramètres de la microstructure déterminés expérimentalement afin de traduire le comportement du BMC.

Abstract:

In order to optimise the composition of the BMC composites materials used by Schneider Electric, we propose to realise an experimental analysis needed to the establishment of a predictive model which will enable to obtain the behaviour law of the BMC composites as a function of the characteristics of the different phases such as the volume fraction, the orientation and form distributions of the reinforcement and also the behaviour law of the different phases. The approach is based on a multi-scale homogenization of random media. A complete experimental analysis allows to determine precisely the microstructure of the composites but also to emphasise the specificity of this class of materials: The origin of the macroscopic deformation of the composite is mainly due to the non-linearity of the matrix phase, the damage mechanisms remaining not predominant. An elastoplastic behaviour law is then introduced at the matrix scale together with all the microstructure parameters determined previously.

Mots-clés : composite fibres de verre, polyester insaturé, anisotropie, homogénéisation, orientation

1 Contexte de l'étude

Chez Schneider, le composite BMC est principalement utilisé pour faire des boîtiers électriques. Le matériau composite BMC est formé de plusieurs constituants. Les principaux éléments sont des particules d'ATH (environ 40% en masse), des fibres de verres courtes (environ 20% en masse) et une résine polyester insaturée. Le procédé de fabrication induit une orientation privilégiée des fibres qui varie selon l'endroit de la pièce. Cette variabilité de la microstructure est source de dispersion des propriétés mécaniques [1].

L'objectif de l'étude est d'optimiser le choix de la formulation de composites en élaborant un modèle permettant de prévoir la loi de comportement du matériau en fonction des propriétés des constituants. La démarche sera fondée sur une approche multi échelle d'homogénéisation des milieux aléatoires [2, 3].

Les problèmes nouveaux qui se posent pour le BMC concernant la prise en compte du comportement non linéaire de la matrice entre les particules d'Al₂O₃ et les fibres de verre. Le modèle devra prendre en compte, la fraction volumique et la distribution d'orientation des renforts. La loi de comportement de chaque phase sera également une donnée du modèle. Une attention particulière sera portée à la détermination des propriétés in situ de la matrice constituée de différents polymères et agents.

2 Analyse expérimentale

Afin d'appréhender le comportement des matériaux composites BMC, on veut tout d'abord comprendre les propriétés de la matrice (résine + charges). Ensuite, on étudiera le comportement du composite BMC. Deux types de pièces sont étudiées : des plaques et des pièces « X-Mold » dont la forme a été réalisée de manière à représenter un large éventail des microstructures rencontrées dans les pièces réelles.

2.1 Caractérisation de la microstructure:

2.1.1 Par ultrasons

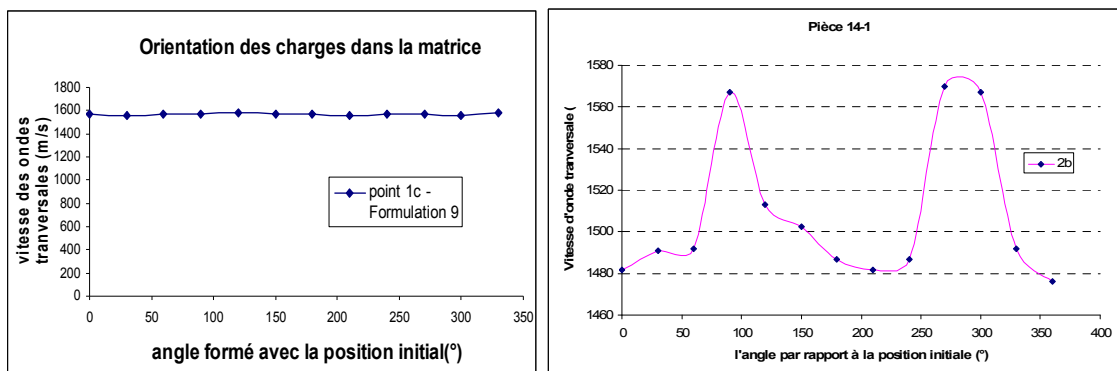
L'objectif est, en mesurant la vitesse de propagations d'ondes ultrasonores dans un matériau, d'en déduire des informations sur une texture éventuelle et sur les valeurs des modules d'élasticité. C'est une technique non destructive qui nous permet de caractériser la microstructure d'une pièce avant essai mécanique [4]. Afin de mettre en évidence une éventuelle orientation privilégiée des renforts, on fait tourner l'échantillon autour de l'axe perpendiculaire à la plaque et on mesure la vitesse des ondes transversales. S'il existe une orientation cela se traduit par un pic de vitesse.

2.1.1.1 La Résine

Les mesures effectuées nous montrent qu'il n'y a pas d'orientation privilégiée des charges dans la matrice. On peut donc considérer la matrice comme un matériau isotrope (figure 1a). Dans le cas particulier où le matériau est isotrope, il est possible de relier la vitesse de propagation des ondes transversale et longitudinale au module d'Young et coefficient de poisson du matériau (connaissant la masse volumique ρ). On a estimé l'ordre de grandeur de ce module d'Young à environ 10GPa.

2.1.1.2 Composite BMC1 (20% de fibre de verre)

Cette deuxième série de mesures nous a permis de mettre en évidence la répartition des fibres dans la matière (figure 1b). Les résultats nous indiquent qu'il existe orientation privilégiée des fibres dans le sens de l'écoulement. Seulement, une minorité de fibres se trouvent dans le sens transverse. Notre matériau est donc fortement anisotrope.



a) dans l'échantillon « matrice »

b) dans l'échantillon « composite »

FIG. 1- Répartitions de vitesse des ondes transversales

2.1.2 Analyse d'Images

2.1.2.1 La technique de mesure [5]

Dans le cas de composites chargés de fibres courtes, si on considère que ces dernières sont de section circulaire, alors l'intersection d'un plan de coupe (X,Y,Z) avec une fibre forme une ellipse, dont les dimensions sont a et b (figure 2)

L'usage d'un logiciel d'analyse d'images, tel que *ELLIX* permet d'identifier chaque fibre comme une ellipse et détermine automatiquement les caractéristiques de l'ellipse, c'est-à-dire les coordonnées (x_c, y_c) de son centre, ses dimensions a et b , ainsi que son angle dans le plan de coupe, par rapport à une direction de référence (appelé ϕ). L'angle d'inclinaison θ est déduit par la relation :

$$|\theta| = \arccos\left(\frac{a}{b}\right)$$

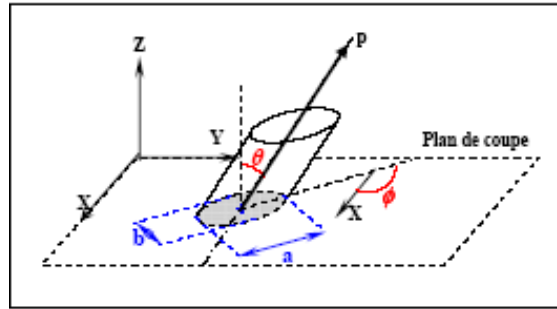


FIG. 2 - intersection d'une fibre avec un plan de coupe

2.1.2.2 Tenseur d'orientation

Lorsqu'une seule fibre k d'orientation (θ^k, ϕ^k) est considérée, on peut déduire le tenseur d'orientation de fibre k sont simplement :

$$Ak = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{13} \\ a_{21} & a_{22} & a_{23} \\ a_{31} & a_{32} & a_{33} \end{bmatrix} \quad \text{Avec:} \quad \begin{cases} a_{11} = \sin^2(\theta) \cdot \cos^2(\varphi) \\ a_{22} = \sin^2(\theta) \cdot \sin^2(\varphi) \\ a_{33} = \cos^2(\theta) \\ a_{12} = a_{21} = \sin(\varphi) \cdot \sin^2(\theta) \cdot \cos(\varphi) \\ a_{13} = a_{31} = \sin(\theta) \cdot \cos(\theta) \cdot \cos(\varphi) \\ a_{23} = a_{32} = \sin(\theta) \cdot \cos(\theta) \cdot \sin(\varphi) \end{cases}$$

Dans le cas où n fibres sont considérées, le tenseur moyen d'orientation peut être obtenu en moyennant les contributions de chacune des fibres.

2.1.2.3 Résultats des mesures par Analyse d'Image

Les mesures nous ont montré la distribution des fibres en fonction de deux l'angle θ et ϕ dans la pièce X-Mold. On constate que les pluparts des fibres sont dans le plan d'injection. La valeur des fonctions de distribution d'orientation des fibres est maximum à l'angle θ variant de 80° à 90° . Par contre, celui en fonction de ϕ est maximum dans la zone autour de $\phi=0$. Cela nous permet de confirmer l'orientation privilégiée des fibres dans le sens de l'écoulement comme dans la mesure ultrasonore.

En calculant la moyenne des tenseurs d'orientation dans 16 couches de l'épaisseur, on peut accéder au tenseur d'orientation 3D dans l'épaisseur de pièce Xmold et de la plaque injectée.

Tenseur d'orientation dans l'épaisseur :

Pièce Xmold

$$A_{moy_Xmold} = \begin{bmatrix} 0.784 & 0.015 & 0.034 \\ 0.015 & 0.160 & 0.004 \\ 0.034 & 0.004 & 0.054 \end{bmatrix}$$

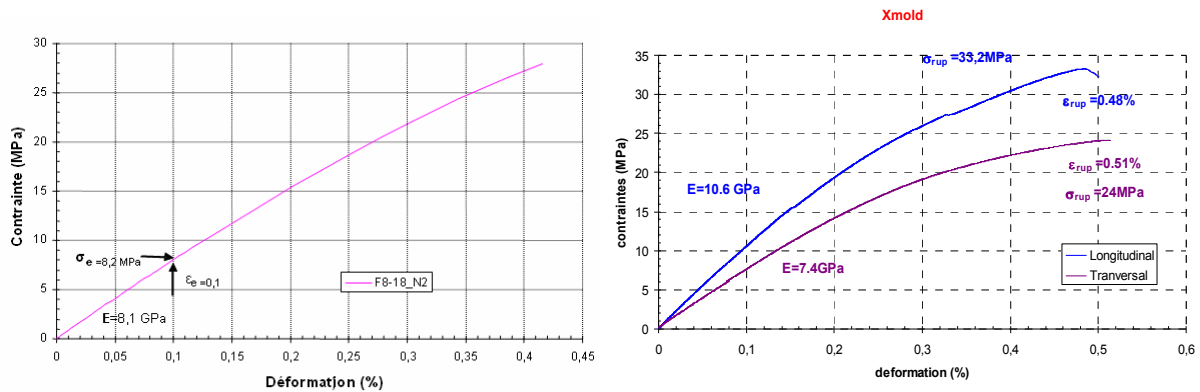
Plaque injectée

$$A_{moy_PI1} = \begin{bmatrix} 0.551 & 0.076 & 0.025 \\ 0.076 & 0.416 & 0.001 \\ 0.025 & 0.001 & 0.032 \end{bmatrix}$$

Ce calcul de tenseur d'orientation sera par la suite introduit dans le modèle d'homogénéisation.

2.2 Caractérisation mécanique

2.2.1 Traction statique



a) l'échantillon « matrice »

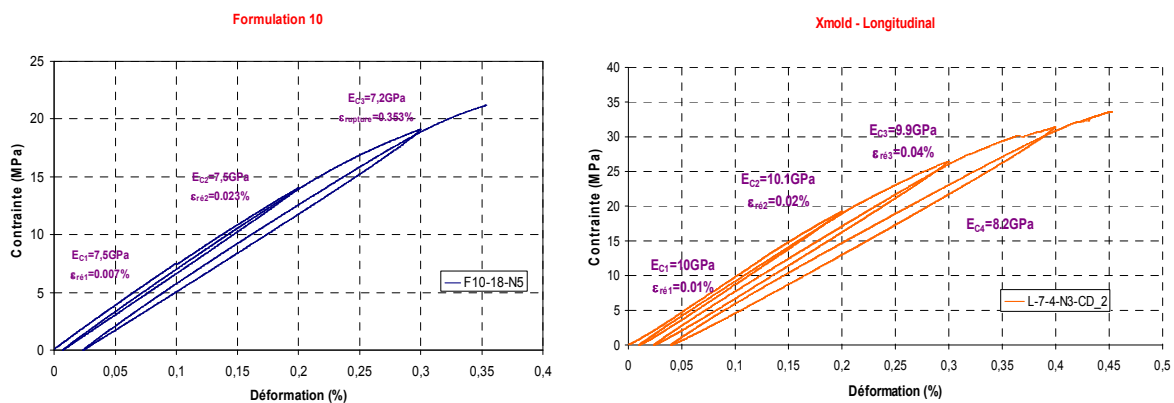
b) l'échantillon « composite »

FIG. 3-Courbe contrainte –déformation en traction à la vitesse de déformation 10^{-4}s^{-1}

Les essais de traction réalisés sur la résine seule ainsi que sur le composite, mettent en évidence un comportement relativement fragile ainsi qu'une non linéarité présente dès les premiers stades de déformation. Dans le cas du matériau composite « X-Mold », on observe une différence de comportement marquée entre le sens transverse et le sens longitudinal, ce qui est cohérent avec les résultats des mesures ultrasonores.

2.2.2 Essai charge-décharge

Ces essais sont réalisés dans le but de mettre en évidence les déformations résiduelles ainsi qu'une éventuelle baisse de raideur du matériau au cours du chargement.



a) l'échantillon « matrice »

b) l'échantillon « composite »

FIG. 4 - Essais charge-décharge à la vitesse de déformation 10^{-4}s^{-1}

Le module d'Young ne varie pratiquement pas au cours des différentes décharges, l'endommagement ne semble pas important. Ceci est confirmé au prochain paragraphe à travers des essais in-situ réalisés dans l'enceinte d'un microscope électronique à balayage.

2.3 Analyse des mécanismes d'endommagement (Traction In-situ)

La méthode des essais « in-situ » consiste à réaliser des essais de traction dans l'enceinte d'un microscope électronique à balayage. L'éprouvette de traction a été préalablement polie et la surface de

l'éprouvette est observée durant toute la phase de chargement. Les observations sont généralement couplées avec une observation du faciès de rupture de l'éprouvette après essai.

Les observations au MEB (traction in-situ et fractographie), ainsi que les essais de charge-décharge, nous ont permis de mettre en évidence les mécanismes de déformation et d'endommagement.

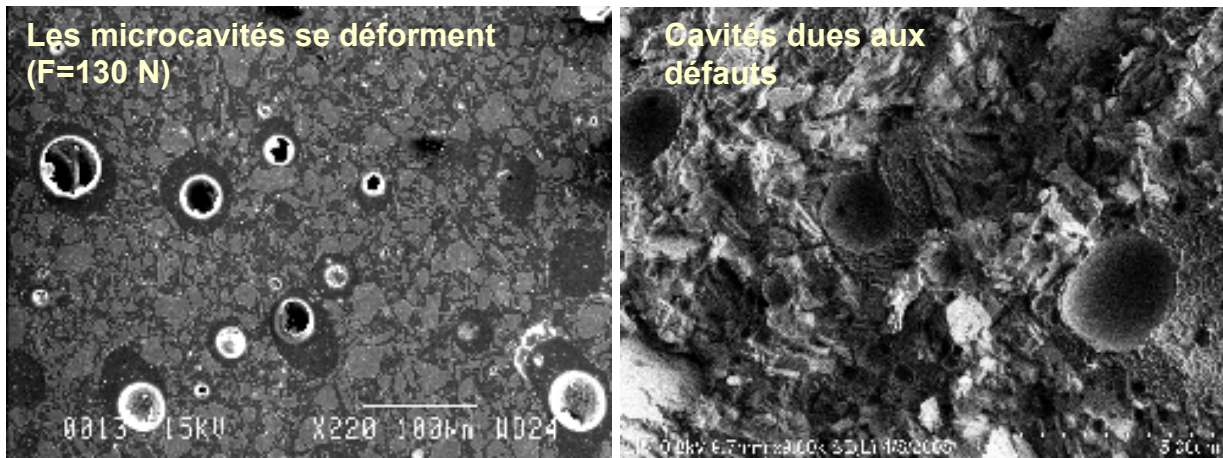


FIG.5 - Exemple de l'apparition de l'endommagement et faciès de rupture dans l'échantillon « matrice »

Les premières conclusions sont en faveur d'un rôle important joué par les nodules de thermoplastique dans les premiers stades de chargement, avec notamment la présence de déformations résiduelles et d'un comportement non linéaire dès les bas niveaux de charge. La décohésion des charges d'alumine, et des fibres de verre semble ensuite jouer un rôle prépondérant dans l'initiation et la propagation de l'endommagement dans le matériau. Mais de manière générale, ce phénomène n'est pas diffus. L'endommagement n'intervient qu'aux derniers stades de chargement de manière localisée et conduit finalement à une relative fragilité de la matrice et du composite.

3 Modélisation du comportement

Le comportement du composite est décrit à partir d'une approche maintenant classique en élasticité, basée sur le travail de T. Mori & K. Tanaka (1973).

Dans notre approche, la phase matrice est constituée de la résine polyester, des nodules thermoplastiques et des plaquettes d'alumine. Son comportement peut être approximé par une loi de comportement de type élastoplastique. Du fait de la présence des nodules thermoplastiques, il n'est pas possible d'utiliser un critère de plasticité de type Von-Mises indépendant de la pression hydrostatique. Nous utilisons donc pour définir la surface seuil de plasticité, un critère quadratique directement fonction de la fraction volumique de porosités [6].

L'extension du modèle élastique dans le domaine plastique se fait par l'intermédiaire des modules tangents [7]. Les relations sont dérivées pour obtenir des incréments de déformation et de contrainte dans les renforts, dans la matrice et au niveau macroscopique dans le composite. Ceci conduit à un comportement instantané linéarisé et correspondant à l'élasticité pour les renforts.

$$\dot{\sigma}_r = L_r \dot{\varepsilon}_r \quad \dot{\sigma}_0 = L_0^t \dot{\varepsilon}_0 \quad \dot{\Sigma} = L^t \dot{E} \quad (1)$$

La plasticité est considérée au niveau microscopique dans la matrice, ce qui donne, pour l'incrément de perturbation des contraintes dans les inclusions : $\dot{\sigma}_r^{pl} = L_0^t (S_r^t - I) \dot{\varepsilon}^*$ où L_0^t est le tenseur des modules tangents de la matrice, et S_r^t le tenseur d'Eshelby calculé à partir des propriétés tangentes de la matrice et de la géométrie ellipsoïdale des renforts.

L'homogénéisation des contraintes et déformations dans le VER ($\dot{\Sigma} = \langle \dot{\sigma} \rangle_{VER}$ et $\dot{E} = \langle \dot{\varepsilon} \rangle_{VER}$) fournit alors le tenseur des modules tangents du composite :

$$L^t = L_0^t \left[I + \sum_1^N f_r \left(T_r^{-1} Q_r T_r \right) \left(I + \sum_1^N f_r T_r^{-1} (S_r - I) Q_r T_r \right)^{-1} \right]^{-1} \quad (2)$$

pour N familles d'inclusions de fraction volumiques f_r , d'orientation (θ_r, ϕ_r) , et avec

$$Q_r = \left[(L_0^t - L_r) S_r - L_0^t \right]^{-1} (L_r - L_0^t) \quad (3)$$

L'expression de L^t donnée en (2) permet de prendre en compte plusieurs familles de renforts d'orientations quelconques, en faisant intervenir les matrices $\text{Tr}(\theta_r, \phi_r)$ de transformation du repère local du renfort au repère lié au chargement global (figure 6).

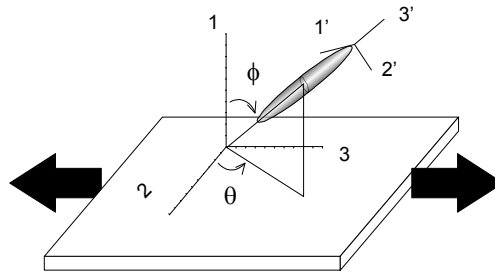


FIG.6- Représentation de l'orientation spatiale d'une fibre : chargement suivant l'axe 3, *plan (2,3) plan théorique des fibres*

Les états mécaniques (σ, ε) dans chaque constituant et sur l'ensemble du volume élémentaire du matériau sont déterminés à partir de la connaissance des orientations, élancements, module d'Young et coefficient de Poisson des renforts, et du modules tangent L_0^t de la matrice.

C'est à travers ce tenseur que l'on intègre la plasticité au modèle : tout comme L_0 élastique, L_0^t doit satisfaire l'équilibre du V.E.R. conformément au passage micro-macro, mais en prenant en compte directement la déformation plastique. On considère un modèle d'écroutissage isotrope comme décrit par Chaboche (1985).

Les équations constitutives de l'écoulement plastique sont décrites à partir de 2 variables d'écroutissage isotrope Q et b , et du seuil initial R_0 . Le domaine d'élasticité évolue en considérant les contraintes équivalentes dépendant de la pression hydrostatique dans la matrice.

La plasticité du composite est déterminé à l'échelle de la matrice, en définissant le tenseur des modules tangents de la matrice, supposé isotrope, comme $L_0^t = (E_0^t, \nu_0^t)$ avec

$$E_0^t = \frac{\dot{\sigma}_0^{eff}}{\dot{\varepsilon}_0^{eff}} = \frac{1}{\frac{1}{E_0} - \frac{\dot{p}}{\dot{\sigma}_0^{eff}}} \quad \text{et} \quad \nu_0^t = \frac{1}{2} + \left(\nu_0 - \frac{1}{2} \right) \frac{E_0^t}{E_0} \quad (4)$$

4 Conclusion et perspectives

Les outils mis en place ont comme objectif commun de comprendre le rôle joué par chacune des phases (thermoplastique, alumine, verre) dans les mécanismes de déformation et la ruine finale du composite BMC.

Un soin particulier a été apporté à la caractérisation fine de la microstructure (par analyse d'image et ultrasons) afin de coupler nos observations à un modèle d'homogénéisation intégrant le comportement non-linéaire de la matrice. Cet outil, une fois finalisé, devra nous permettre d'optimiser la microstructure de ce BMC.

Ces essais vont être maintenant répétés et quantifiés de manière plus systématique. Les essais seront réalisés sur des microstructures variées (distributions d'orientation variables, mélange de billes et fibres en proportion variable). L'idée étant de pouvoir identifier le comportement de la matrice et les seuils critiques de non linéarité à partir de méthodes inverses.

Références

- [1] Teyssier S., Analyse globale de l'orientation dans un BMC et relation avec les propriétés mécaniques, 2002, Université de Savoie, LMOPS, UMR CNRS 5041.
- [2] Jendli Z., Fitoussi J., Meraghni F., Baptiste D., Anisotropic strain rate effects on the fibre-matrix interface decohesion in sheet moulding compound composites, 2004, LIM-ENSAM, Paris.
- [3] Lévesque M., Derrien K., Mishnaevski L. Jr., Baptiste D., Gilchrist M.D., Composites Part A: Applied Science and Manufacturing, Volume 35, Issues 7-8, July 2004, Pages 905-913, A micromechanical model for nonlinear viscoelastic particle reinforced polymeric composite materials—undamaged state.
- [4] Bocquet M., Cours : Contrôles non destructifs – Applications, Arts et Métiers Paristech 2006
- [5] Dray D., Prédiction des propriétés thermo-élastiques d'un composite injecté et chargé de fibres courtes, LIM-ENSAM. 2006, Paris.
- [6] Derrien K., Baptiste D., Guedra-Degeorges D., Foulquier J., International Journal of Plasticity, Volume 15, Issue 6, 1999, Pages 667-685, Multiscale modeling of the damaged plastic behavior and failure of Al/SiCp composites.
- [7] E. Le Pen, D. Baptiste, Composites Science and Technology, Volume 61, Issue 15, November-December 2001, Pages 2317-2326, Prediction of the fatigue-damaged behaviour of Al/Al₂O₃ composites by a micro-macro approach.