

**ANALYSE EXPERIMENTALE ET MODELISATION MECANIQUE DE
L'INFLUENCE DE LA FREQUENCE SUR L'ENDOMMAGEMENT EN FATIGUE
POLYCYCLIQUE DES COMPOSITES SMC.**

**EXPERIMENTAL ANALYSIS AND MECHANICAL MODELLING OF THE
FREQUENCY EFFECT ON FATIGUE DAMAGE OF SMC COMPOSITES.**

H. Kort*, A. Ben Cheikh Larbi*, K. Saï**, H. Sidhom*, D. Baptiste***

*Laboratoire de Mécanique, Matériaux et Procédés.

Ecole Supérieure des Sciences et Techniques de TUNIS.

** Laboratoire de Génie de Production Mécanique et Matériaux.

Ecole Nationale d'Ingénieurs de Sfax.

*** Laboratoire LIM, CNRS UMR 8006, ENSAM Paris,

151 bd de l'Hôpital, 75013 Paris, France

RESUME

Ce travail porte sur l'endommagement en fatigue polycyclique du composite SMC en intégrant les effets conjugués de la fréquence de sollicitation et de l'amplitude de déformation. La perte de rigidité est le paramètre associé à l'endommagement. Elle est mesurée expérimentalement en traction alternée et son évolution a été modélisée selon diverses approches mécaniques. La première est micromécanique et s'appuie sur le modèle de Mori et Tanaka et la deuxième approche macroscopique utilise le modèle incrémental et le modèle empirique. Les résultats de la simulation des modèles développés sont confrontés avec les résultats expérimentaux.

ABSTRACT

In this paper polycyclic fatigue of SMC composites is carried out under different frequencies and strain rates. The damage is quantified by an experimental method and modeled by two mechanical approaches. The micromechanical approach is based on Mori and Tanaka model. The macroscopic approach is developed according to two models. The results of the models is confronted with those given by experiments.

MOTS CLES : COMPOSITE SMC, ENDOMMAGEMENT, FATIGUE, FREQUENCE, INTERFACE, MODELE MECANIQUE, MORI ET TANAKA.

KEYWORDS : SMC COMPOSITES, DAMAGE, FATIGUE, FREQUENCY, INTERFACE, MECHANICAL MODELLING, MORI AND TANAKA.

INTRODUCTION

L'utilisation des matériaux composites de type sheet moulding compound (SMC) continue de susciter l'intérêt de des industriels notamment dans le domaine de l'automobile, à cause de leurs propriétés mécaniques spécifiques élevées associées à une adaptation facile à la mise en oeuvre à toutes formes et toutes dimensions.

Classés dans la catégorie des matériaux composites à fibres courtes, leur comportement sous chargement monotone, cyclique ou dynamique a fait l'objet de multiples études (Ben,05, Jef,82, Wan,83). En particulier, en fatigue, il est établi que la durée de vie de ces composites est étroitement liée à un ensemble de paramètres opératoires tels que le rapport de chargement (Fer,97), l'amplitude de chargement (Tam,99), la température de l'environnement (Per,99)... Ces paramètres introduisent différents niveaux de dommage et différentes cinétiques d'endommagement macroscopique ou microscopique. Cette diversité est rattachée systématiquement au caractère complexe de la structure composite SMC, phénomène qui a poussé la communauté scientifique à produire divers modèles de prévision de la durée de vie. Degriek et Van Paeppegem (Deg,01) classifient les modèles décrivant la fatigue en trois catégories : les modèles de durée de vie exprimés souvent sous forme de relation S-N, les modèles fondés sur la contrainte résiduelle ou la rigidité résiduelle et les modèles du dommage progressif.

Notre intérêt porte sur la troisième catégorie des modèles de prédiction classés généralement soit en modèle micromécanique ou macroscopique. Dans les modèles exploités les effets conjugués de la fréquence de sollicitation et de l'amplitude de déformation sont intégrés à l'évolution de la perte de rigidité cyclique. En parallèle une étude expérimentale est menée pour servir comme support de validation aux modèles préconisés.

ETUDE EXPERIMENTALE

Le composite SMC est soumis à un chargement de fatigue polycyclique à déformation imposée en traction ondulée. Les essais sont effectués à la température ambiante selon deux niveaux de fréquences de sollicitation 1 Hz et 0,1 Hz et trois niveaux de chargement 0,6%, 0,8% et 1% de la déformation. Au cours de ces essais, l'endommagement du composite est quantifié par la mesure de la perte de rigidité E/E_0 à chaque cycle N , figure 1. E et E_0 représentent respectivement les modules d'Young du matériau endommagé et sein. La perte de rigidité se présente en trois étapes d'ampleur variable selon la fréquence et l'amplitude de chargement.

L'analyse par microscope électronique à balayage de la cinétique de l'endommagement a révélé la présence de plusieurs mécanismes gouvernés par la décohésion interfaciale entre les fibres et la matrice, figure 2. Ce mode d'endommagement a été quantifié par la densité de fissures interfaciale fibre/matrice. Elle est sensible à l'orientation des fibres par rapport à l'axe de sollicitation. Les courbes de la figure 3 montrent que l'endommagement microscopique interfacial s'accroît dans la troisième famille de fibres d'orientation comprise entre 60° et 90° .

MODELISATION DE L'ENDOMMAGEMENT

La modélisation de l'endommagement est présentée par deux approches : micromécanique et macroscopique.

Approche micromécanique

Le modèle développé est fondé sur l'approche micromécanique de Mori et Tanaka (Mor,73) qui tient compte de la forme géométrique des fibres et de leur distribution d'orientation. En se basant sur la théorie d'Eshelby (Esh,57) et pour une inclusion ellipsoïdale, le tenseur de rigidité du composite est exprimé comme suit :

$$\tilde{L}_{comp} = \tilde{L}_m \left[\tilde{I} + \tilde{Q} : (\tilde{I} + \tilde{H})^{-1} \right]^{-1} \quad (1)$$

Où \tilde{I} est le tenseur identité du quatrième ordre. Les tenseurs \tilde{H} et \tilde{Q} sont obtenus à partir des tenseurs de rigidité de la matrice \tilde{L}_m et de la fibre \tilde{L}_i ,

$$\tilde{H} = \sum_i \frac{f_i}{f} (\tilde{S}_i - \tilde{I}) : \tilde{Q}_i \quad (2)$$

$$\tilde{Q} = \sum_i \frac{f_i}{f} \tilde{Q}_i \quad \text{Où} \quad \tilde{Q}_i = \left[\tilde{L}_m + (\tilde{L}_i - \tilde{L}_m) : \tilde{S}_i \right]^{-1} (\tilde{L}_m - \tilde{L}_i) \quad (3)$$

\tilde{S}_i représente le tenseur d'Eshelby relatif à la i ème famille de fibre. La théorie énoncée ci-dessus permet de relier la contrainte locale dans l'inclusion à la déformation macroscopique imposée au niveau du Volume Élémentaire Représentatif (VER).

$$\sigma_i = \tilde{L}_m : (\tilde{I} + \tilde{H}_i) : (\tilde{I} + \tilde{H}_i)^{-1} : \tilde{E}_0 \quad (4)$$

Le critère de rupture à l'interface fibre/matrice est exprimé comme une combinaison d'une contrainte normale σ et d'une contrainte tangentielle τ qui sont obtenues par la projection de la contrainte. Dans ce cadre, plusieurs investigations ont adopté des critères de rupture interfaciale de type linéaire (Coulomb) (Fit,95 ,Bou,96 , Bap,96) ou elliptique (Fit,95 , Bap,96). A l'échelle de cette étude, un critère elliptique quadratique est adopté. Il tient compte des composantes normale et tangentielle locales à chaque nombre de cycles et pour chaque fréquence de sollicitation ayant comme forme :

$$\left(\frac{\sigma}{\sigma_0(N, f)} \right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_0(N, f)} \right)^2 = 1 \quad (5)$$

Les contraintes normales et tangentielles s'écrivent en fonction du nombre de cycles et de la fréquence de sollicitation comme suit :

$$\sigma_0(N, f) = \frac{A}{B+N} (\alpha f + \beta) \quad \text{et} \quad \tau_0(N, f) = \frac{C}{D+N} (\alpha f + \beta) \quad (6)$$

A, B, C, D, α et β sont des constantes du matériau. Dans ces conditions, la probabilité de rupture interfaciale s'écrit :

$$Pr(\theta_i) = 1 - \exp \left[- \left(\left(\frac{\sigma}{\sigma_0(N, f)} \right)^2 + \left(\frac{\tau}{\tau_0(N, f)} \right)^2 \right)^m \right] \quad (7)$$

m est un coefficient du critère de rupture.

Après le décollement, on suppose que la fibre endommagée est substituée par la matrice (Guo, 95). Les équations (2 et 3) deviennent :

$$\tilde{H} = \sum_i \frac{f_i}{f} (1 - Pr(\theta_i)) (\tilde{S}_i - \tilde{i}) : \tilde{Q}_i \quad \text{et} \quad \tilde{Q} = \sum_i \frac{f_i}{f} (1 - Pr(\theta_i)) \tilde{Q}_i \quad (8)$$

Approche macroscopique

Les simulations numériques du modèle micromécanique nécessitent un énorme temps de calcul comparativement aux simulations des modèles mécaniques développés à l'échelle macroscopique. Dans ce contexte une approche macroscopique est abordée selon deux modèles.

1)- Modèle incrémental

Lemaitre et Chaboche (Lem,88) définissent le module d'Young d'un matériau endommagé par :

$$E = E_0(1 - D) \quad (9)$$

Où D et la variable d'endommagement, E et E_0 représentent respectivement les module d'Young du matériau endommagé et sein. L'endommagement s'écrit en fonction d'un incrément qui dépend de plusieurs paramètres qui interagissent dans le comportement en fatigue et qui s'exprime comme suit :

$$D = 1 - \exp(-b\lambda) \quad (10)$$

b est un coefficient qui désigne la non linéarité de l'évolution de l'endommagement et λ représente le cumul d'endommagement. Le multiplicateur de cumul d'endommagement λ s'exprime en fonction des paramètres opératoires et du nombre de cycles comme suit :

$$\lambda = |\dot{\epsilon}| \left(\frac{N}{K} \right)^{n_1} \left(\frac{f}{k} \right)^{n_2} \quad (11)$$

K et k sont des paramètres d'homogénéisation qui servent à normaliser respectivement le nombre de cycles et la fréquence de chargement. Les coefficients relatifs n_1 et n_2 représentent l'influence des paramètres opératoires sur la propagation et le cumul de l'endommagement.

2)- Modèle empirique

Dans ce modèle une expression phénoménologique de l'endommagement est proposée. Elle tient compte de la fréquence de chargement, du niveau de déformation, du nombre de cycles et elle s'écrit :

$$D = F_1(\Delta \epsilon) F_2(f) F_3(N) \quad (12)$$

Où

$$F_1(\Delta \epsilon) = K_1 \Delta \epsilon \quad , \quad F_2(N) = K_2 \left(q \left(\frac{N}{N_f} \right)^{m_1} + (1 - q) \left(\frac{N}{N_f} \right)^{m_2} \right) \quad \text{et} \quad F_3(f) = K_3 \exp\left(\frac{-\alpha}{f} \right) \quad (13)$$

L'expression finale s'écrit :

$$D = K \Delta \epsilon \left(q \left(\frac{N}{N_f} \right)^{m_1} + (1 - q) \left(\frac{N}{N_f} \right)^{m_2} \right) \exp\left(\frac{-\alpha}{f} \right) \quad \text{avec} \quad K = K_1 K_2 K_3 \quad (14)$$

RESULTATS ET DISCUSSIONS

La figure 4 représente une confrontation entre les résultats de la perte de rigidité déterminés par la simulation numérique des modèles macroscopiques et micromécanique et ceux trouvés expérimentalement.

Le modèle incrémental, met en évidence l'effet de la fréquence de sollicitation et du niveau de chargement. La confrontation numérique de ce modèle et ceux de l'expérience révèle une allure qui ne respecte que les deux premiers stades de l'évolution de la perte de rigidité. Les valeurs optimales sont résumées dans le tableau 1.a.

Le modèle empirique respecte bien les différentes phases de la perte de rigidité. La confrontation des résultats est assez prometteuse. Les valeurs optimales des paramètres sont illustrées dans les tableau 1.b.

Dans ce modèle les paramètres m_1 et m_2 sont attribués respectivement au cumul de l'endommagement au premiers et aux derniers cycles. Les résultats obtenues montrent que $m_1 < 1$ ce qui justifie l'allure convexe de l'évolution de l'endommagement au cours du chargement, alors que $m_2 > 1$ ceci met en évidence la chute intense de la rigidité révélée par l'allure concave d'évolution de l'endommagement.

La confrontation des résultats de la simulation du modèle micromécanique et ceux trouvés expérimentalement paraît plus fiable et conforme. Les valeurs optimales des paramètres sont répertoriées dans le tableau 1.c.

A/B représente la contrainte normale initiale qui vaut 0.25 MPa. C/D représente la résistance tangentielle appliquée au premier cycle et vaut 19 MPa. α et β sont respectivement la pente et l'ordonnée à l'origine qui caractérisent la fonction fréquence supposée linéaire. La valeur de la pente est négative vu que les résistances normales et tangentielles sont inversement proportionnelles à la fréquence. En effet plus on augmente la fréquence plus le matériau perd ses propriétés mécaniques. La comparaison des rapports A/B et C/D montre que la résistance interfaciale normale est beaucoup plus faible que la résistance interfaciale tangentielle.

FIGURES ET TABLEAUX

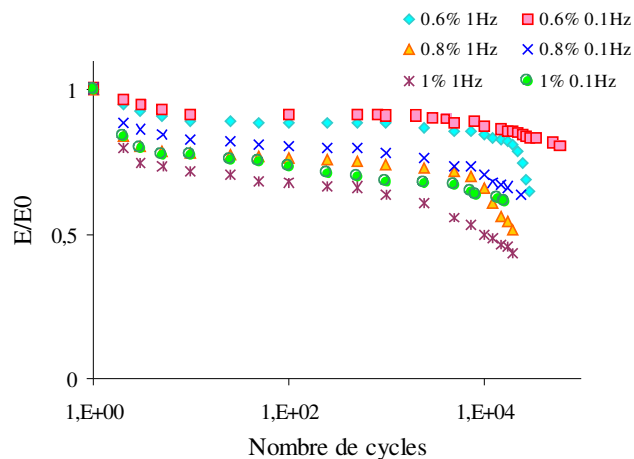


Figure1 : Evolution de la perte de rigidité en fonction du nombre de cycles sous différentes conditions de chargement cyclique.

Evolution of stiffness reduction with number of cycles under different testing parameters.

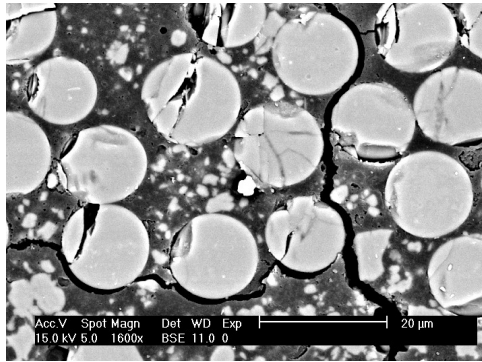


Figure 2 : Décohésion à l'interface fibre/matrice
Fibre/matrix debonding

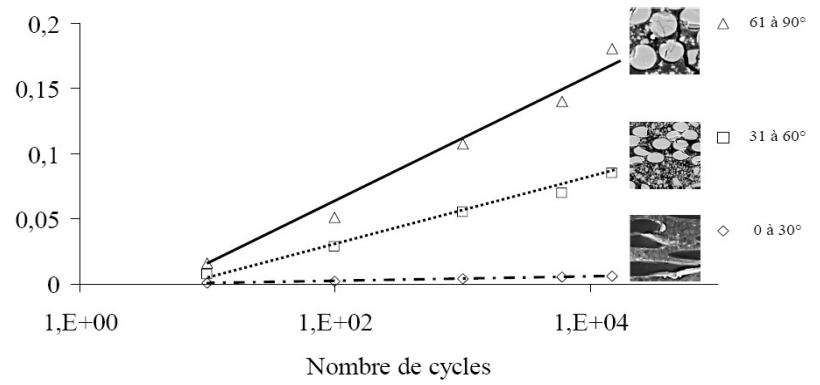
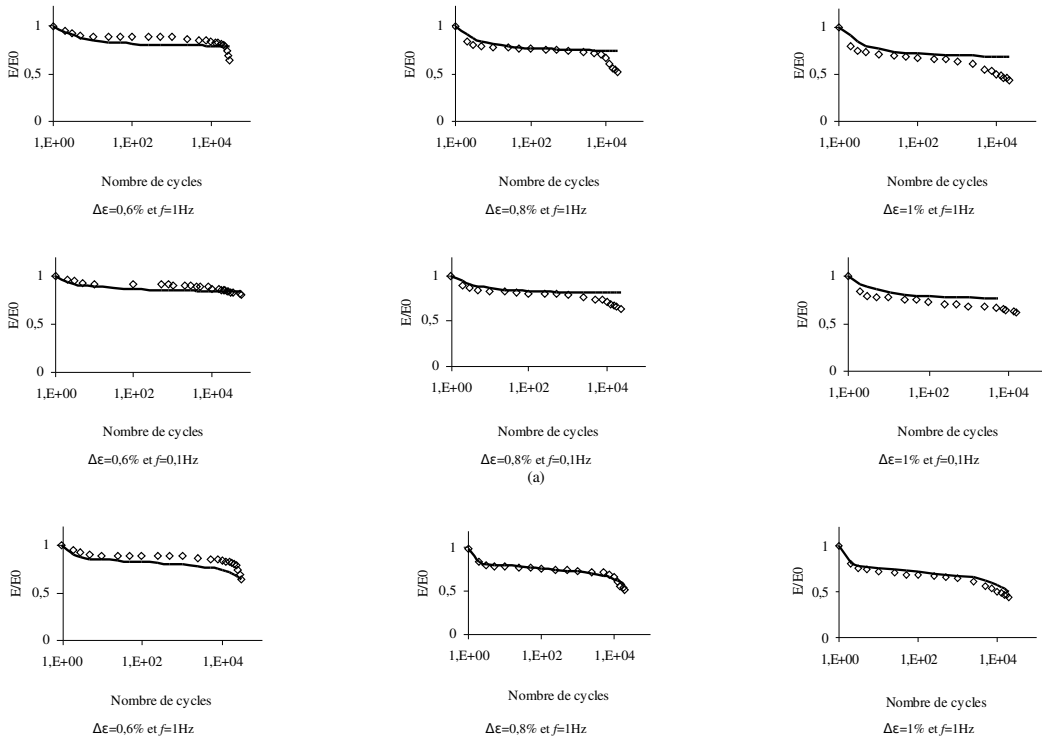


Figure 3 : Evolution de l'endommagement
microscopique au cours du chargement cyclique.
Evolution of the microscopic damage.



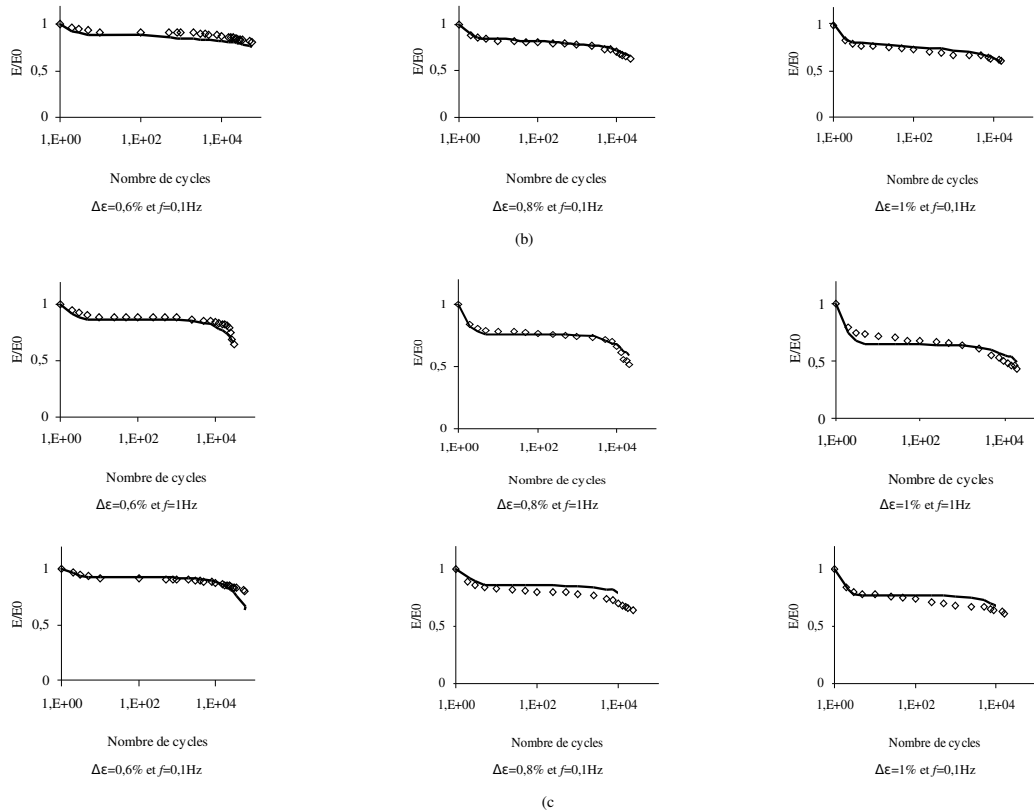


Figure 4 : Confrontation de la perte de rigidité expérimentale et simulée (a) modèle incrémental, (b) modèle empirique, (c) modèle micromécanique
Evolution of stiffness reduction with number of cycles (a) incremental model, (b) empirical model, (c) micromechanical model

n_1	$K(\text{cycles})$	n_2	$k \text{ (Hz)}$	b
-1.34	8644.21	0.134	1.96	$2.3 \cdot 10^{-5}$

(a)

q	m_1	m_2	α	K
0.651	$5.99 \cdot 10^{-2}$	1.178	0.025	0,128

(b)

m	A	B	C	D	α	β
1.19	$0.14 \cdot 10^5$	$0.56 \cdot 10^5$	$21 \cdot 10^5$	$1.1 \cdot 10^5$	-0.25	1.025

(c)

Tableau1 : Valeurs optimales des paramètres des modèles (a) incrémental, (b) empirique, (c) micromécanique.

Optimal values of parameters' models (a) incremental, (b) empirical, (c) micromechanical.

CONCLUSIONS

L'endommagement en fatigue polycyclique du composite SMC a été décrit en terme de perte de rigidité sous chargement cyclique de traction ondulée en faisant varier la fréquence de sollicitation et l'amplitude de déformation. L'endommagement est attribué principalement à une décohésion interfaciale entre les fibres et la matrice. Les effets conjugués de la fréquence et de l'amplitude de déformation sont bien mis en évidence aussi bien dans les résultats expérimentaux qu'à travers les modèles de prévision étudiés. Le modèle micromécanique est en accord avec les résultats expérimentaux. son avantage réside au fait qu'il tient compte des paramètres microstructuraux du composite alors que les modèles macroscopiques n'intègrent pas ce genre de données. Ils représentent néanmoins des outils de prédiction de l'endommagement légèrement moins fiables mais nettement plus simple que le modèle micromécanique.

REFERENCES

- A.Ben Cheikh Larbi, K.Saï, H.Sidhom, D.Baptiste 2005, "Constitutive model of micromechanical damage to predict reduction in stiffness of a fatigued SMC composites", journal of materials engineering and performance 15 575-580.
- M.R.Jeffery, J.A.Sourour, J.M.Schultz 1982, "fatigue behaviour of thermosetting polyester matrix sheet moulding compound", polymer composites 3 18-28.
- S.S.Wang, E.S.M.Chim 1983, "Fatigue damage and degradation in random short fiber SMC composites", journal of composites and material 17 114-134.
- J.Ferreria, J.Costa, M.Richardson 1997, "Effect of notch and test conditions on the fatigue of a glass-fibre-reinforced polypropylene composite", composites science and technology 57 1243-1248.
- S.Tamboura 1999, " Étude microstructurale et mécanique de l'endommagement en fatigue du matériau composite SMC R42", École nationale des ingénieurs de Tunis.
- A.Pegoretti, T.Ricco 1999, "Fatigue crack propagation in polypropylene reinforced with short glass fibres", composites science and technology 59 1055-1062.
- J.Degrieck, W.V.Paepegem 2001, "Fatigue damage modelling of fibre reinforced composite materials : review", App Mech Rev 54 279-300.
- T.Mori, K.Tanaka (1973), "Average stress in matrix and average elastic energy with misfitting inclusions", Acta Metall 21 571-574.
- Eshelby JD (1957), "The determination of elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems" Proc.R.Soc.London, A21 276-296.
- J.Fitoussi (1995) « Etude micromécanique de l'influence de l'endommagement à l'interface fibre/matrice sur le comportement des composites organiques à renforts discontinus », Ecole nationale supérieure d'Arts et de Métiers.
- N.Bourgeois, J.Fitoussi, G.Guo, D.Baptiste (1996), "Prediction of an anisotropic damaged of multilocal criteria in micro-macro relationship", computational materials 87-100.
- D.Baptiste, J.Fitoussi, G.Guo (1996), "Determination of an organic-matrix/discontinuous-reinforced composite", Composite science and technology 56 755-760.
- G.Guo, J.Fitoussi, D.Baptiste, (1995) "A sequential and biaxial tensile loading test to investigate the damage behaviour in a random short fiber SMC composites", Annales des composites, AMAC, 3 41-42.