

## 36

### ENDOMMAGEMENT MECANIQUE DE MATERIAUX COMPOSITES. ROLE SUR LES PROPRIETES HYGROTHERMIQUES.

D. PERREUX\*, C. SURI\*, D. VARCHON\*, C. OYTANA\*

**Résumé**-Le comportement mécanique de matériaux composites à matrices polymères renforcés par fibres de verre est fortement dépendant du niveau d'endommagement et du taux d'humidité. On propose ici deux modèles anélastiques endommagés adaptés aux propriétés mécaniques des matrices époxydes et polyesters. On montre qu'il existe un couplage entre les cinétiques d'endommagement et de prise en eau.

mots clés: matériau composite, comportement, modélisation, endommagement, humidité

#### INTRODUCTION

Le comportement mécanique des matériaux composites à fibres de verre et à matrices polymériques est particulièrement difficile à modéliser. Ainsi, la forte anisotropie des matériaux à fibres longues implique dans le cadre simple de l'élasticité un nombre de coefficients très élevé à déterminer (9 dans le cas d'un stratifié  $+55^\circ, -55^\circ$ ). De même, le comportement qualifié de viscoélastique est l'un des plus complexes que l'on puisse rencontrer sur des matériaux de construction industrielle. Cependant, le niveau de difficulté maximum concerne l'étude de l'endommagement qui présente à la fois des formes localisées comme le délaminage et des formes homogénéisées comme la microfissuration de matrice.

---

\*LABORATOIRE DE MECANIQUE APPLIQUEE. Associé au CNRS.  
Faculté des sciences et des techniques  
25000 BESANCON - FRANCE

Cependant, le besoin de modèles complets et fiables pour la prédiction du comportement mécanique, devient une nécessité cruciale pour le concepteur de pièces de structures. De plus, le comportement est altéré par des paramètres liés à l'environnement comme la température et le degré d'hygrométrie. Dans des applications particulières comme le transport de fluide, ces paramètres jouent un rôle très important nécessitant leur prise en compte dans les modèles. Il s'agit donc d'établir des relations contraintes-déformations faisant intervenir des couplages entre les propriétés mécaniques et physiques. De nombreuses études ont été entreprises dans le cas de la température, le cas de l'hygrométrie est beaucoup moins bien étudié. Les relations constituant le modèle de comportement mécanique traduisent soit un modèle de type viscoélastique comme celui proposé par SCHAPERY (1969) qui est particulièrement adapté aux déformations de fluage des matériaux unidirectionnels, soit un modèle élastoplastique comme celui de VAZIRI et al.(1991) qui permet de prendre en compte des non-linéarités indépendantes du temps. Le modèle élaboré au Laboratoire de Mécanique Appliquée, proposé par FRUND(1990)et plus récemment par MAIRE(1992) pour des matériaux à matrice époxy et à fibres longues, permet de rendre compte de phénomènes qui sont rarement étudiés dans leur globalité. La spécificité des matrices polymériques oblige à modifier cette modélisation dans le cas des matrices polyesters comme l'a montré SIQUEIRA(1992).

#### **MODELISATION DU COMPORTEMENT ANELASTIQUE ENDOMMAGE.**

CAS DES MATERIAUX A FIBRES LONGUES ET RESINE EPOXY:  
SOLLICITATIONS UNIAXIALES.

#### **Relations contraintes-déformations**

Compte tenu de la nature physique des phénomènes observés, la déformation totale  $\varepsilon$  du matériau peut être partitionnée en une déformation anélastique  $\varepsilon_a$  et une déformation permanente d'endommagement  $\varepsilon_d$  telles que:

$$\varepsilon_t = \varepsilon_a + \varepsilon_d$$

La déformation anélastique est elle même la somme d'une déformation élastique  $\varepsilon_e$  et d'une déformation "visqueuse"  $\varepsilon_v$  telles que:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_e + \varepsilon_v$$

Si  $\sigma$  est la contrainte appliquée, D le niveau d'endommagement du matériau et E le module de Young, on peut écrire classiquement pour l'endommagement et le taux de déformation élastique:

$$D = \Delta E / E$$

$$\dot{\varepsilon}_e = \dot{\sigma} / E(1-D) + D\dot{\sigma} / E(1-D)^2$$

FRUND a proposé pour le taux de déformation "visqueuse":

$$\dot{\varepsilon}_v = \alpha (\sigma - E_r \varepsilon_a)^n / (E(1-D)\sigma_0)$$

ou  $\alpha, \sigma_0, n$  sont des paramètres dépendant du matériau,  $E_r$  désigne le module relaxé.

Cette formulation donne des résultats satisfaisants dans le cas des matériaux du type [+/-45] sollicités en fluage (figure 1). Dans beaucoup d'autres cas l'expérience montre que le module relaxé n'est pas indépendant de la contrainte (figure 2). MAIRE a proposé une forme permettant de rendre compte de ces phénomènes:

$$\dot{\varepsilon}_v = \sum_{i=1}^n \dot{\xi}_i$$

$$\dot{\xi}_i = \frac{1}{\tau_i} (\bar{\xi}_i - \xi_i)$$

ou  $\bar{\xi}_i$  est donné par un spectre de relaxation,  $\tau_i$  étant le temps de relaxation.

En première approximation, MAIRE a proposé les fonctions suivantes:

$$\tau_i = e^{-n}$$

$$\bar{\xi}_i = \mu_i (\beta \sigma / E(1-D)) P$$

$$\mu_i = (1/\sqrt{\pi n_o}) \exp[(-n-n_c)/n_o]$$

Cette formulation correspond a une distribution spectrale gaussienne (NOWICK et BERRY 1971),  $\beta, P, n_c, n_o$  sont des constantes dépendantes du matériau (figure 3). Cette modélisation présente l'avantage d'être facilement mise sous forme multiaxiale. Il faut alors dégager le concept d'endommagement au sens multiaxial.

### Endommagement

Dans le cas des matériaux à fibres longues que l'on modélise en termes d'éléments de volume, on peut considérer l'endommagement comme homogène à l'échelle macroscopique. Il s'agit alors essentiellement de fissuration de matrice. Dans cette dénomination nous intégrons également les décohésions fibres-matrice qui produisent des effets similaires. La rupture de fibre est plus rarement modélisée en terme de dommage car elle apparaît en général au voisinage de la rupture finale. Pour l'endommagement homogène, PERREUX (1989) a montré qu'il existe un tenseur  $\underline{\underline{D}}$  représentatif des variations de rigidité  $\underline{\underline{C}}$  d'un unidirectionnel à fibres longues:

$$\underline{\underline{\tilde{C}}} = (\underline{\underline{I}} - \underline{\underline{D}}) : \underline{\underline{C}}$$

ou  $\underline{\underline{\tilde{C}}}$  est la rigidité du matériau endommagé. Le comportement élastique endommagé du stratifié s'obtient en appliquant la théorie des stratifiés avec un matériau unidirectionnel de raideur :  $(\underline{\underline{I}} - \underline{\underline{D}}) : \underline{\underline{C}}$

Les mesures d'endommagement réalisées sur un stratifié montrent une bonne corrélation avec cette modélisation

(CRIMEE et al 1992). La cinétique de  $\underline{D}$  est complexe, mais dans le cas uniaxial FRUND propose la formulation suivante:

$$\dot{D} = K_d \langle \sigma \cdot \dot{\epsilon}_a \rangle [D_{CO} + D_{C1} \exp(D_{C2} |\text{Max} \sigma|) - D]^\gamma$$

ou  $K_d, D_{CO}, D_{C1}, D_{C2}$  et  $\gamma$  sont des constantes fonction du matériau.

#### CAS DES MATERIAUX A FIBRES COURTES ET A RESINE POLYESTER MODELISATION UNIAXIALE

Contrairement au cas précédent dans lequel l'endommagement et la viscoélasticité étaient fortement influencés par l'anisotropie du matériau, le comportement des matériaux à fibres courtes disposées aléatoirement est initialement isotrope transverse. L'endommagement est alors influencé par l'orientation des contraintes. Si le comportement est toujours anélastique endommagé, la déformation élastique est soumise à la création de l'endommagement qui a la particularité de présenter ici un seuil par rapport à une contrainte critique  $\sigma_C$  en dessous de laquelle  $\dot{D}=0$ . On peut alors écrire la loi de comportement élastique endommagé suivante:

$$\text{si } (1-D)\sigma < \sigma_C, \quad \dot{\epsilon}_e = \dot{\sigma} / E(1-D)$$

$$\text{si } (1-D)\sigma = \sigma_C, \quad \dot{\epsilon}_e = \dot{\sigma} / E(1-D) + \dot{D}\sigma / E(1-D)^2$$

La cinétique de  $D$  est fournie par l'équation de consistance appliquée au critère:

$$\dot{D} = \dot{\sigma} (1-D) / \sigma$$

La généralisation du modèle au cas multiaxial est complexe, elle nécessite la prise en compte du tenseur d'endommagement  $\underline{D}$  comportant beaucoup plus

d'informations de par le nombre d'éléments non nuls que dans le cas précédent. Cependant une généralisation du critère peut être proposée sous la forme:

$$\text{Sup}[(\underline{I} - \underline{D}) : \underline{\sigma}]_{ij} = \sigma_c$$

L'application de l'équation de consistance à ce critère montre que l'isotropie initiale du matériau est détruite par l'endommagement.

#### ABSORPTION D'EAU DANS UN MATERIAU COMPOSITE ENDOMMAGE

L'influence de l'humidité sur la modification du comportement est une question ouverte, BUNSELL (1989), par exemple, présente une étude complète de cette question. Les mécanismes sont relativement mal déterminés, la mesure même du taux d'absorption est problématique car, si la prise d'eau augmente la masse de l'éprouvette, elle peut en même temps la diminuer par destruction de la résine. Dans ces conditions, en particulier pour les temps longs, il est difficile de relier directement le taux d'absorption avec la variation de masse. Le couplage entre le comportement et le taux d'humidité est observable à différents niveaux, mais c'est entre l'endommagement et la prise en eau qu'il est relativement facile de le mettre en évidence. La figure 4 présente l'évolution de l'humidité ( $M = \% \text{ de masse absorbée}$ ) pour un matériau ayant différents niveaux d'endommagement. Le matériau étudié est un stratifié  $[+55, -55]_S$ . Les éprouvettes planes ont subi une sollicitation de fatigue oligocyclique. Le niveau d'endommagement  $D$  avant rupture est faible. En effet, si  $D$  est dû à la fissuration de matrice, la rupture, elle, est obtenue par délaminage brutal initié par quelques fissures de résine. Ainsi les valeurs obtenues pour  $D$  ne dépassent pas 5%, cependant même pour  $D$  petit le taux de

prise d'eau  $\frac{dM}{dt}$  est sensible à ce paramètre. On peut par exemple proposer l'expression suivante:

$$\dot{M} = \dot{M}_0 (1 + \alpha D) \text{ avec } \alpha = 25.$$

Cette équation n'est valable que pour les temps courts ( $t < 20$  jours), car un seuil de saturation est atteint plus rapidement pour les matériaux endommagés que pour les matériaux vierges.

## CONCLUSION

Le comportement mécanique des matériaux composites est modélisable par le biais d'une formulation anélastique endommagée. Le taux d'absorption d'eau est fortement influencé par le niveau d'endommagement. L'étude de ce phénomène est en cours, cependant on peut d'ores et déjà penser la réciproque de la proposition précédente est également vraie, ce qui entraîne le couplage de la formulation mécanique avec les équations de la diffusion.

---

BUNSELL A.R., 1989, L'absorption d'eau par les matériaux composites à matrice organique-CODEMAC, 2<sup>ème</sup> Ecole d'automne, GUETARY, p10-1.

CRIMEE B., VARCHON D., PERREUX D., OYTANA C., 1992, Non-destructive control variable used in a damage viscoelastic model, Proc ECCM5, BORDEAUX, p827.

FRUND J.M., 1990, Propriétés visco-élastiques des matériaux composites..., Thèse de l'Université de Franche-Comté, BESANCON.

MAIRE J.F., 1992, Etude théorique et expérimentale du comportement de matériaux composites en contraintes planes, Thèse de l'Université de Franche-Comté, BESANCON.

NOWICK A.S., BERRY B.S., 1972, Anelastic relaxation in crystalline solids, Academic press, NEW-YORK.

PERREUX D., 1989, Prévisions de la durée de vie de matériaux composites..., Thèse de l'Université de Franche-Comté, BESANCON.

SCHAPERY R.A., 1969, On the characterization of nonlinear viscoelastic materials, Journal of Polymer Engineering Science, vol 9, p295.

SIQUEIRA J.M.C., 1992, Développement d'un essai biaxial sur plaques composites et utilisation pour la modélisation du comportement de matériaux SMC, Thèse de l'Université de Franche-Comté, BESANCON.

VAZIRI R., OLSON M.D., ANDERSON D.L., 1991, A plasticity based constitutive model for fibre-reinforced composite laminates, Journal of Composite Materials, vol 25, p512.

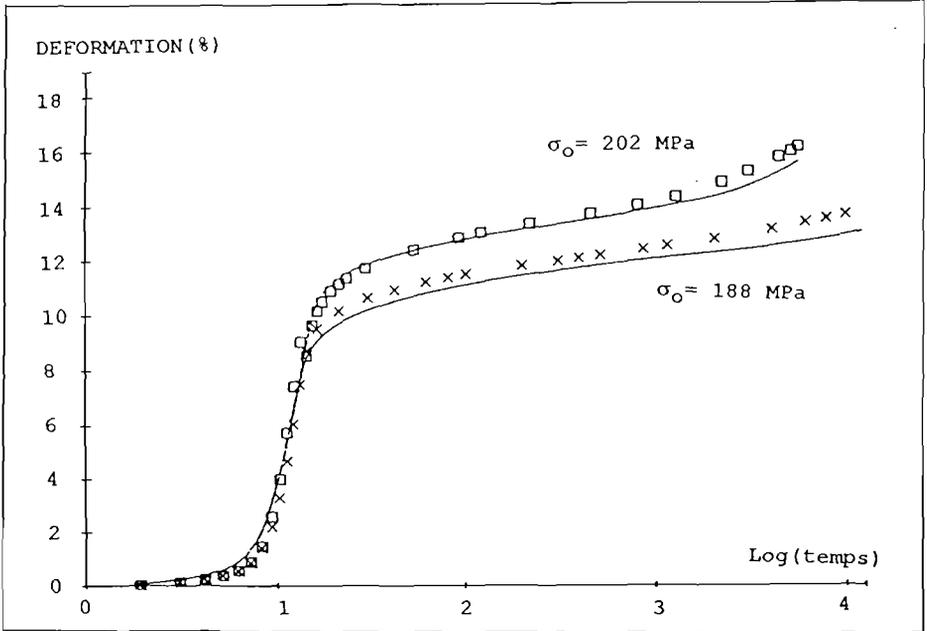


Figure 1: Fluage d'un matériau +/-45° verre-époxy.  
 Comparaison expérience-modèle.  
 Creep of +/-45° glass-epoxy material.  
 Comparison test-model.

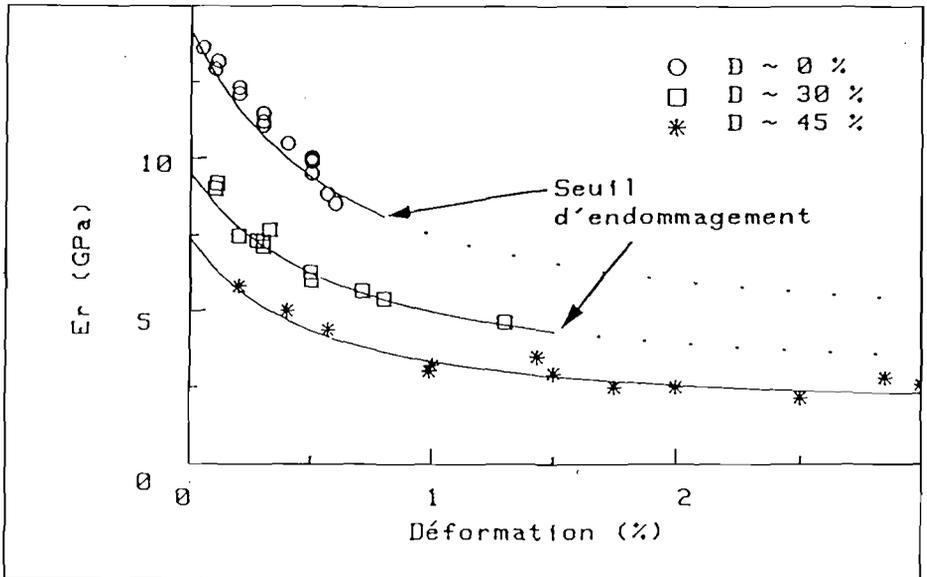


Figure 2: Module de relaxation d'un stratifié [+45,-45]<sub>2S</sub>  
 Relaxation modulus of [+45,-45]<sub>2S</sub> laminate.

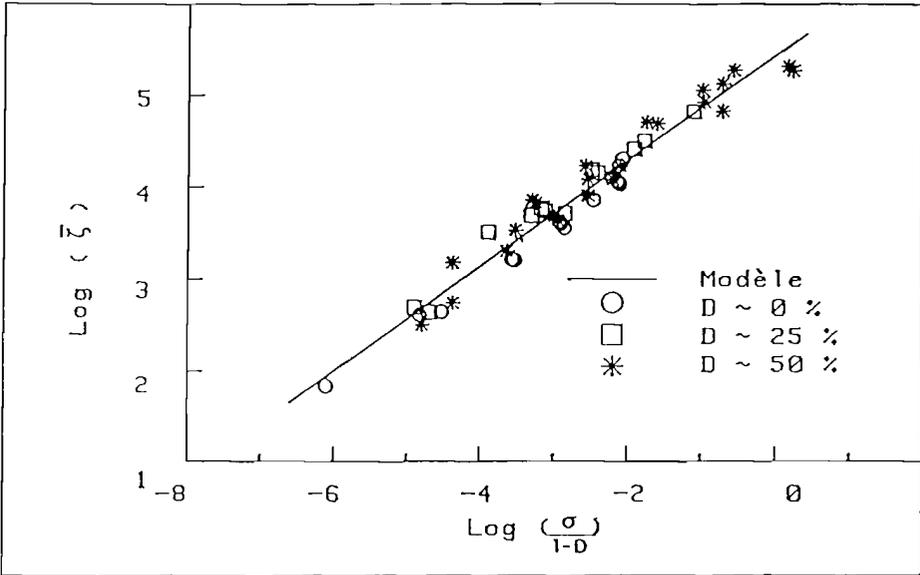


Figure 3: Evolution de la fonction asymptotique avec la contrainte effective d'un stratifié  $[+45,-45]_2S$  en fluage.  
*Change of the asymptotic function versus the effective stress in creep test for a  $[+45,-45]_2S$  laminate.*

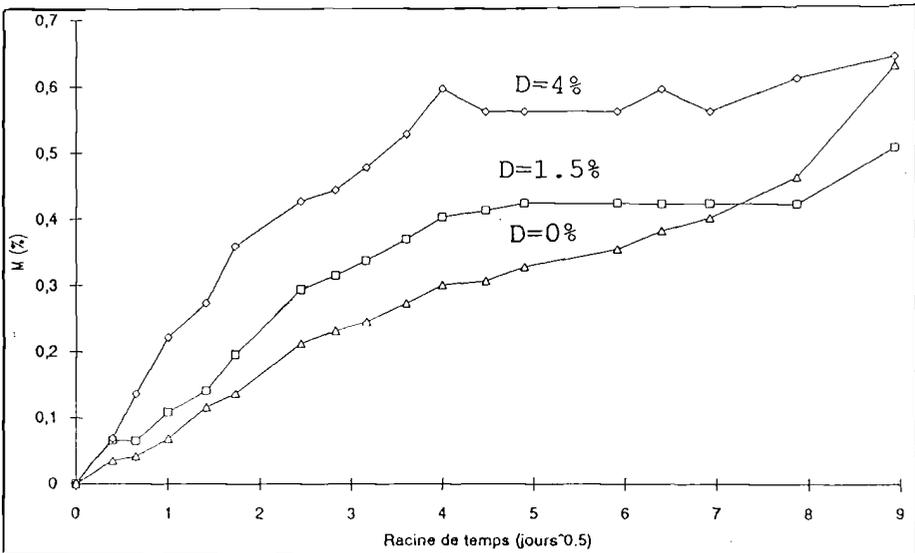


Figure 4: Effet de l'endommagement sur la vitesse de prise d'eau d'un stratifié  $[+55,-55]_S$ .  
*Damage effect on the kinematic of the rate of moisture for a  $[+55,-55]_S$  laminate.*