



HAL
open science

**Couplage multi-échelle diffusion d'humidité / contraintes internes dans les matériaux composites à matrice époxy
= Multi-scale coupling moisture diffusion / internal stresses in epoxy matrix composites**

Georges Youssef, Frédéric Jacquemin, Sylvain Fréour

► **To cite this version:**

Georges Youssef, Frédéric Jacquemin, Sylvain Fréour. Couplage multi-échelle diffusion d'humidité / contraintes internes dans les matériaux composites à matrice époxy = Multi-scale coupling moisture diffusion / internal stresses in epoxy matrix composites. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. 9 p. hal-00389364

HAL Id: hal-00389364

<https://hal.science/hal-00389364v1>

Submitted on 11 Jun 2009

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Couplage multi-échelle diffusion d'humidité / contraintes internes dans les matériaux composites à matrice époxy

Multi-scale coupling moisture diffusion / internal stresses in epoxy matrix composites

Georges Youssef¹, Frédéric Jacquemin¹ et Sylvain Fréour¹

1 : Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (UMR CNRS 6183)
Université de Nantes - Ecole Centrale de Nantes

CRTT, 37 Boulevard de l'Université, BP 406, 44602 Saint-Nazaire cedex

e-mail : georges.youssef@univ-nantes.fr, frederic.jacquemin@univ-nantes.fr, sylvain.freour@univ-nantes.fr

Résumé

Ce travail est basé sur l'introduction, dans un modèle multi-échelles, d'un couplage entre les états mécaniques internes et les paramètres de la loi de Fick contrôlant le processus de diffusion de l'humidité dans les composites à matrice organique. Le couplage s'opère par l'intermédiaire d'une dépendance du coefficient de diffusion ainsi que de la teneur en eau à saturation de la matrice époxy, en fonction de la trace du tenseur de déformation de celle-ci. Cette approche est utilisée pour prédire le comportement de tubes stratifiés soumis à des sollicitations environnementales humides, depuis le régime transitoire jusqu'à l'état permanent du processus de diffusion. Les prédictions du modèle hygro-mécanique couplé sont comparées à celles du modèle découplé traditionnel, en termes, notamment de distribution temporelle et spatiale des états mécaniques multi-échelles, et de profils des paramètres gouvernant le processus de sorption: coefficients de diffusion, teneurs en eau à saturation.

Abstract

Experiments have indicated that the diffusion properties of a penetrant-organic matrix composite system may change with time due to evolution of the internal mechanical strain states experienced by the constituting matrix of the composite plies. A multi-scale approach coupling the internal mechanical states localised within the plies constituents to the Fick's law governing the moisture diffusion process was used for modelling the response of composite laminates submitted to environmental hygroscopic loads, from the transient part of the diffusion process to its permanent stage. Various numerical practical cases were considered: the effects of the internal swelling strains on the time and space dependent diffusion coefficient, maximum moisture absorption capacity, moisture content and internal stresses states are extensively studied and discussed.

Mots Clés : diffusion de l'humidité, contraintes internes, couplage hygro-mécanique, modélisation multi-échelles.

Keywords : moisture diffusion, internal stresses, hygro-mechanical coupling, multi-scale modeling.

1. Introduction

Les matériaux composites à matrice polymère sont aujourd'hui présents dans de nombreux secteurs industriels. Leur utilisation est en constante croissance dans les domaines des transports, du génie civil, mais aussi dans les secteurs à haute technologie comme l'aérospatiale et l'aéronautique. Au cours de leur vie en service, ils sont souvent soumis à des sollicitations environnementales en milieux humides pouvant entraîner une dégradation du composite ainsi qu'un affaiblissement des propriétés mécaniques [1-3]. Des efforts ont été réalisés afin d'étudier les effets de l'humidité et de développer des modèles analytiques pour la prédiction des états mécaniques multi-échelles engendrés au cours du processus de diffusion de l'humidité dans des structures composites stratifiées [4-7]. Dans ces travaux, le transport de l'humidité est supposé obéir au modèle classique établi par Fick. Néanmoins, des résultats expérimentaux soulignent, de manière indiscutable, que le processus de sorption de l'humidité peut être affecté par un couplage hygro-mécanique [8-9]. Les auteurs de ces travaux montrent qu'un chargement mécanique est susceptible de favoriser les mécanismes de pénétration de l'humidité, produisant des coefficients de diffusion ainsi que des masses à saturation plus élevés.

Dans la présente étude, une approche multi-échelle est mise en oeuvre afin d'étudier l'effet de couplage existant entre les états mécaniques internes subis par la matrice organique de la structure composite et le processus de diffusion de l'humidité. Le modèle hygro-mécanique mis en oeuvre tient compte d'une évolution réaliste du comportement diffusif de la matrice organique pour chacun des plis composites au cours du processus transitoire de diffusion. L'approche de transition d'échelles permet d'établir des relations entre les états mécaniques des plis et de leurs constituants (matrice et renforts) et les procédures d'homogénéisation permettent d'estimer l'évolution des paramètres macroscopiques de chacun des plis en fonction des propriétés des constituants, à chaque étape du processus de diffusion. Les effets induits par le choix de l'arrangement des plis composites sont également mis en évidence. Les résultats numériques obtenus par l'intermédiaire du modèle hygro-mécanique couplé sont comparés à ceux donnés par l'approche découplée traditionnelle.

2. Prise en compte d'un couplage entre les états mécaniques et les paramètres contrôlant le comportement diffusif

La résine polymère constitue le chemin préférentiel de pénétration des molécules d'eau diffusant dans le volume du composite. Les phénomènes de transport dans les polymères sont très souvent expliqués par des théories basées sur la notion de volume libre [10-11]. Le volume libre correspond en fait à la différence entre le volume spécifique (macroscopique) d'un polymère et le volume réellement occupé par les molécules qui le constituent. D'autre part, on sait depuis longtemps que le gonflement (retrait) hétérogène, qui accompagne la sorption, ou la désorption d'eau provoque l'apparition de contraintes internes multi-échelles dans la structure composite. Ce phénomène a, encore récemment, donné lieu à de nombreux travaux [2-3, 12]. Certains auteurs ont suggéré que les contraintes de gonflement générées dans les polymères pouvaient affecter le coefficient de diffusion de ces derniers [13-14]. La non-uniformité du comportement diffusif de la matrice organique, induite par la distribution spatiale des états mécaniques, et l'hétérogénéité du comportement diffusif, due à la présence des fibres de carbone, sont à l'origine d'un couplage hygro-mécanique qui se situe à l'échelle des constituants et, plus particulièrement, au niveau de la résine. Par conséquent, l'objectif de ce travail requiert l'emploi d'une approche multi-échelles. De telles approches impliquent la connaissance du comportement spécifique des constituants de base du volume élémentaire représentatif. Par conséquent, les paragraphes suivants sont logiquement dédiés à la description de la loi de comportement hygro-mécanique couplée suivie par la matrice organique. D'après la littérature, ce couplage concerne essentiellement les deux paramètres principaux de la loi de diffusion Fickienne : i) le coefficient de diffusion, et ii) la fraction massique d'eau absorbée par le polymère, en régime permanent (c'est à dire, à saturation du processus de diffusion).

2.1 Couplage entre le coefficient de diffusion de l'humidité et l'état mécanique

Historiquement, une approche théorique basée sur le calcul de la variation du volume libre provoquée par une contrainte fut tout d'abord développée [16]. Il fut plus tard constaté en pratique que l'état mécanique contrôlant le couplage hygro-mécanique était la déformation plutôt que la contrainte [16-17]. En se basant sur l'hypothèse que le coefficient de diffusion Fickien est relié au volume libre par l'équation de Doolittle, les auteurs proposent l'expression suivante pour le rapport des coefficients de diffusion dans les états déformé et libre de déformation :

$$\text{Ln} \left(\frac{D_{\varepsilon}^m}{D_0^m} \right) = \frac{a}{v^m} \left(\frac{1}{v_{f0}^m} - \frac{1}{v_{f\varepsilon}^m} \right) \quad (\text{eq. 1})$$

Où D_0^m et D_{ε}^m sont respectivement les coefficients de diffusion Fickiens de la matrice époxy libre de déformations et déformée, tandis que a est un facteur empirique. D'après les résultats expérimentaux obtenus sur des résines pures [17], a varie dans un domaine restreint : $0,031 \leq a \leq 0,036$. v^m représente la fraction volumique de matrice dans le pli composite, v_{f0}^m et $v_{f\varepsilon}^m$ sont respectivement les fractions de volume libre de la matrice organique libre de déformation et déformée. De nombreux auteurs s'accordent pour estimer la valeur de v_{f0}^m comme proche de 2,5 % [15-16]. La fraction de volume libre dans une résine déformée est reliée à la valeur correspondante dans une résine libre de déformations par l'intermédiaire de :

$$v_{f\varepsilon}^m = v_{f0}^m + \frac{\Delta V^m}{V_0^m} = v_{f0}^m + \frac{V_\varepsilon^m - V_0^m}{V_0^m} = v_{f0}^m + \text{Tr } \varepsilon^m \quad (\text{eq. 2})$$

Où $\frac{\Delta V^m}{V_0^m}$ représente la variation de volume de la matrice organique induite par la déformation, ce rapport

étant égal à la trace du tenseur des déformations subies par la matrice polymère : $\text{Tr } \varepsilon^m$. V_ε^m et V_0^m représentent respectivement le volume de la matrice organique déformée et libre de déformations. Les équations (eq. 1) et (eq. 2) conduisent à l'expression suivante des coefficients de diffusion de la matrice déformée/libre de déformations :

$$\text{Ln} \left(\frac{D_\varepsilon^m}{D_0^m} \right) = \frac{a}{v^m} \frac{\Delta V^m}{V_0^m} \left\{ v_{f0}^m \left[v_{f0}^m + \frac{\Delta V^m}{V_0^m} \right] \right\}^{-1} \quad (\text{eq. 3})$$

Afin d'estimer le coefficient de diffusion D_ε^m de la matrice déformée, la connaissance des déformations de la matrice organique et du coefficient de diffusion D_0^m à l'état libre est requise. D_0^m peut être déduit de la pente initiale de prise en masse de la résine pure en fonction de la racine carrée du temps. Pour une matrice époxy de type N5208, ce coefficient mesuré à température ambiante est : $D_0^m = 13,484 \times 10^{-8} \text{ mm}^2 \text{ s}^{-1}$.

D'après la relation (eq. 3), D_ε^m diminue lorsque la trace de la déformation de la matrice est négative et inversement. Ceci est cohérent avec les observations expérimentales : le coefficient de diffusion d'une matrice organique pure augmente lorsque celle-ci est soumise à une traction uniaxiale, tandis que ce coefficient décroît lorsque la résine est mise en compression uniaxiale [15]. Les mêmes auteurs affirment que la prise en eau plus importante constatée lors de l'application d'une traction ne s'explique pas seulement par l'accroissement du coefficient de diffusion mais implique nécessairement l'augmentation de la teneur en eau à saturation. Ce second facteur est examiné dans le paragraphe suivant.

2.2 Couplage entre la teneur en eau à saturation et l'état mécanique

La teneur en eau à saturation $M_{\infty 0}^m$ d'une résine libre de déformations est définie, par exemple, dans la référence [16]. Supposons que teneur en eau à saturation $M_{\infty \varepsilon}^m$ de la même matrice organique soumise à un état de déformations suive une loi similaire :

$$M_{\infty 0}^m = v_{f0}^m \times \frac{\rho^w}{\rho^m} ; M_{\infty \varepsilon}^m = v_{f\varepsilon}^m \times \frac{\rho^w}{\rho^m} \quad (\text{eq. 4})$$

La combinaison des équations (eq. 4) et (eq. 2) conduit à :

$$M_{\infty \varepsilon}^m = M_{\infty 0}^m + \left(v_{f\varepsilon}^m - v_{f0}^m \right) \times \frac{\rho^w}{\rho^m} = M_{\infty 0}^m + \frac{\Delta V^m}{V_0^m} \times \frac{\rho^w}{\rho^m} \quad (\text{eq. 5})$$

3. Application aux matériaux composites

3.1 Modélisation du processus de diffusion de l'humidité

L'application de ce travail porte sur un tube stratifié, d'épaisseur 4 mm, de longueur infinie, constitué de n plis délimités par des cylindres de rayons r_i et r_{i+1} . Afin de résoudre le problème de diffusion, les teneurs en eau aux frontières doivent être connues. La teneur en eau à saturation est déterminée à partir de celle de la matrice (eq. 5). La loi des mélanges sur les volumes s'écrit :

$$V^I = v^f \times V^f + v^m \times V^m \quad (\text{eq. 6})$$

Où V^I , V^f et V^m sont, respectivement le volume du composite, des fibres et de la matrice. v^f est la fraction volumique de fibres. L'équation (eq. 6) peut s'exprimer en introduisant les teneurs en eau et se simplifier si on fait l'hypothèse que les fibres n'absorbent pas d'eau :

$$\rho^I \times M_{\infty\epsilon}^I = v^f \times \rho^f \times M_{\infty\epsilon}^f + v^m \times \rho^m \times M_{\infty\epsilon}^m \Rightarrow M_{\infty\epsilon}^I = v^m \frac{\rho^m}{\rho^I} M_{\infty\epsilon}^m \quad (\text{eq. 7})$$

Où ρ^I , ρ^f et ρ^m sont, respectivement, les masses volumiques du composite, des fibres et de la matrice. La teneur en eau macroscopique (à l'échelle des plis) est solution de l'équation de Fick, avec un coefficient de diffusion dépendant de celui de la matrice, ce dernier étant lui même fonction de l'état mécanique local. L'expression du coefficient de diffusion effectif en fonction de celui de la matrice est donnée par la relation [18] :

$$D_{\epsilon}^I = D_{\epsilon}^m \frac{1 - v^f}{1 + v^f} \quad (\text{eq. 8})$$

Le coefficient de diffusion de la matrice est déterminé par l'intermédiaire de la relation (eq. 3), à partir des déformations locales elles-mêmes déduites de la localisation des déformations macroscopiques. Le couplage hygro-mécanique est ainsi susceptible de générer une distribution des coefficients de diffusion et de la teneur en eau à saturation. Ainsi, le flux d'humidité est continu à l'interpli, alors que la teneur en eau est discontinue [5].

Le problème Fickien (eq. 9 - eq.10) s'exprime alors à partir des équations suivantes :

$$\frac{\partial C_i}{\partial t} = D_i(t) \left[\frac{\partial^2 C_i}{\partial r^2} + \frac{1}{r} \frac{\partial C_i}{\partial r} \right] \quad a < r < b, t > 0, i=1 \text{ to } n \quad (\text{eq. 9})$$

$$\begin{cases} C_i(r_i, t) = \alpha_{i+1} C_{i+1}(r_i, t) \\ D_i(t) \frac{\partial C_i(r_i, t)}{\partial r} = D_{i+1}(t) \frac{\partial C_{i+1}(r_i, t)}{\partial r} \\ C(a, t) = M_{\infty}^a(t) \text{ and } C(b, t) = M_{\infty}^b(t) \\ C(r, 0) = 0 \end{cases} \quad (\text{eq. 10})$$

$C_i(r, t)$ est la teneur en eau, $D_i(t)$ et $D_{i+1}(t)$ sont les coefficients de diffusion de deux plis adjacents, α_{i+1} est

le saut de teneur en eau entre deux plis adjacents : $\alpha_{i+1} = \frac{(M_{\infty\epsilon}^I)_{i+1}}{(M_{\infty\epsilon}^I)_i}$; $(M_{\infty\epsilon}^I)_{i+1}$ et $(M_{\infty\epsilon}^I)_i$ étant les

teneurs en eau maximales de ces plis. $M_{\infty}^a(t)$ et $M_{\infty}^b(t)$ sont les concentrations en eau aux frontières. Ce problème est résolu par la méthode des différences finies, en utilisant un schéma explicite.

3.2 Modèle mécanique

Les contraintes macroscopiques internes sont calculées grâce aux propriétés homogénéisées et aux équations classiques de la mécanique du solide : lois de comportement hygro-élastique des matériaux orthotropes, relations déformations-déplacements, conditions aux limites, équations de compatibilité et d'équilibre. Le couplage entre la diffusion de l'humidité et les états mécaniques implique une résolution

incrémentale. Dans cette perspective, on est amené à écrire la loi de comportement entre les instants t_{i-1} et t_i , comme suit :

$$\sigma_i^I - \sigma_{i-1}^I = \bar{L}^I : \left[(\epsilon_i^I - \epsilon_{i-1}^I) - \bar{\beta}^I (C_i^I - C_{i-1}^I) \right] \quad (\text{eq. 11})$$

Où \bar{L}^I est la raideur macroscopique moyenne entre les instants t_{i-1} et t_i , $\bar{\beta}^I$ est le coefficient de dilatation hygroscopique macroscopique moyen, et C est la teneur en eau. Les contraintes locales correspondantes dans les constituants (fibres et résine) sont déduites du modèle de transition d'échelles hygro-mécanique de Kröner et Eshelby. Puisque les fibres sont imperméables, la relation contraintes/déformations dans les renforts et la relation de localisation des déformations macroscopiques s'écrivent respectivement :

$$\begin{cases} \sigma^f = L^f : \epsilon^f \\ \epsilon^f = (L^f + L^I : R^I)^{-1} : (\sigma^I + L^I : R^I : \epsilon^I) \end{cases} \quad (\text{eq. 12})$$

Les états mécaniques locaux dans la matrice organique sont déduits des lois de moyennes sur les déformations et contraintes établies par Hill [19] :

$$\begin{cases} \epsilon^m = \frac{1}{v^m} \epsilon^I - \frac{v^f}{v^m} \epsilon^f \\ \sigma^m = \frac{1}{v^m} \sigma^I - \frac{v^f}{v^m} \sigma^f \end{cases} \quad (\text{eq. 13})$$

A chaque étape du calcul, les coefficients de diffusion de l'humidité sont estimés à partir des états mécaniques déterminés au pas de calcul précédent et, en particulier, à partir de la déformation volumique de la matrice organique des plis. La Figure 1 présente l'algorithme itératif de l'approche couplée.

4. Résultats numériques

4.1 Paramètres du processus de diffusion de l'humidité

Le modèle hygro-mécanique couplé génère une évolution temporelle des conditions aux limites en termes de teneur en eau. Par conséquent, les résultats prédits sont fortement dépendants de la valeur numérique considérée pour la capacité maximale d'absorption d'humidité M_0^I du pli libre de déformations utilisée lors de l'initialisation de la procédure de calcul itérative. En pratique, ce paramètre ne peut pas être mesuré directement. En effet, au début du processus de diffusion, seule une couche infiniment mince d'un échantillon est susceptible de contenir de l'humidité. Il s'ensuit que la distribution dans l'épaisseur des teneurs en eau présente alors de très forts gradients (cet effet apparaît d'ailleurs très clairement sur la fig. 3 ci-dessous). Pour ces raisons, des mesures gravimétriques ne peuvent être représentatives.

Pour un matériau composite unidirectionnel carbone/époxy, avec 60% de fibres, dans un environnement à 100% d'humidité relative, uniformément saturé la teneur à saturation atteint classiquement 1,5%. La teneur initiale correspondant à un état libre de déformations et conduisant à cette valeur à saturation est $M_0^I = 0,73\%$. Dans le cas d'une approche traditionnelle découplée, la teneur en eau à saturation est constante et égale à 1,5% et ainsi $M_0^I = 1,5\%$.

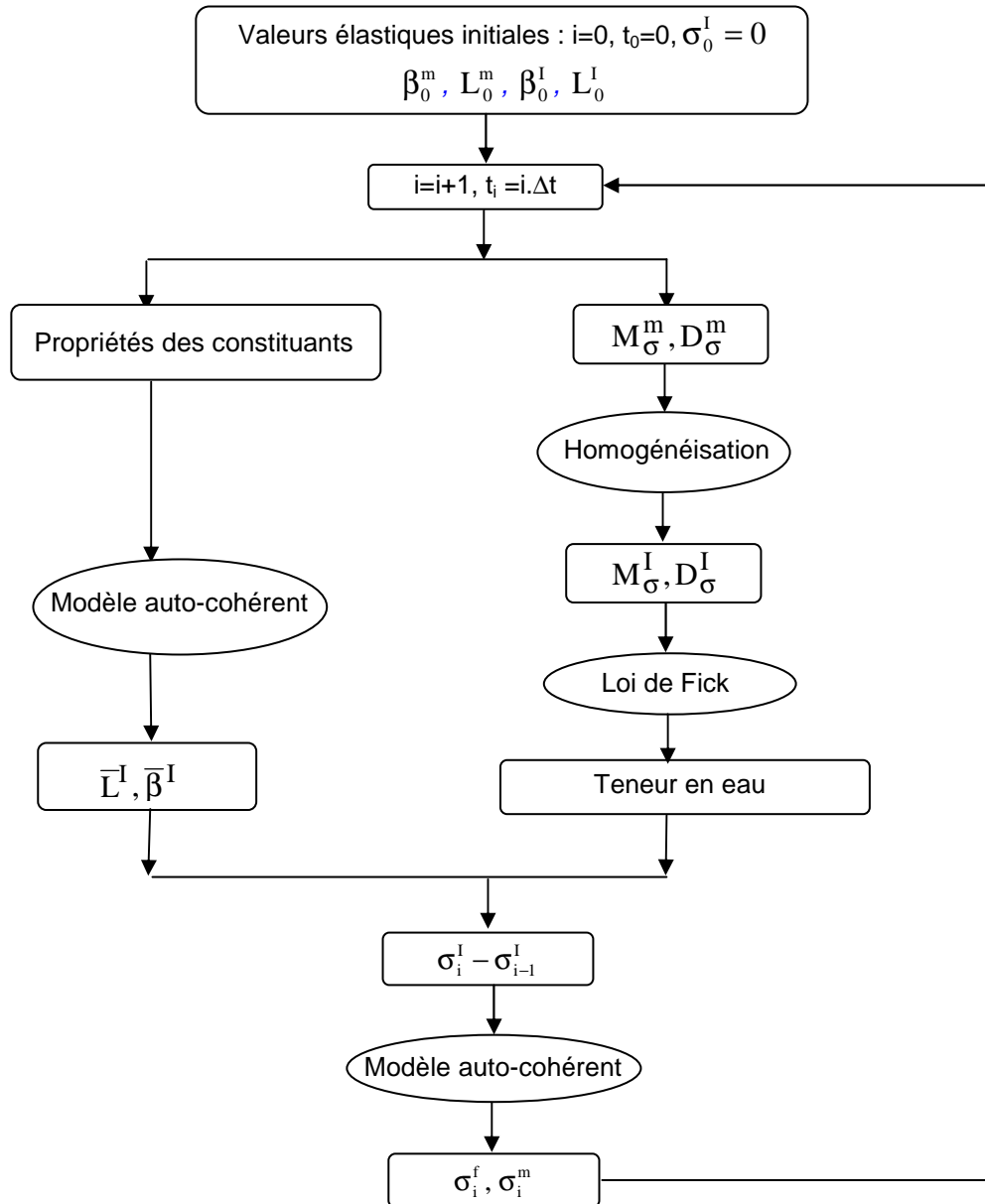


Fig. 1. Algorithme itératif de l'approche couplée.

La distribution de la teneur en eau maximale pour le tube d'épaisseur 4 mm est présentée sur la Figure 2. Deux empilements sont considérés : i) un stratifié croisé [+55°-55°], et ii) un unidirectionnel. La teneur maximale atteinte à saturation pour l'unidirectionnel est de 1,5% comme convenu, en revanche en considérant une valeur initiale identique nous obtenons pour le stratifié croisé une valeur finale pour le régime permanent de $M_\infty^I = 1,37\%$ seulement. Ceci est dû à la différence des états mécaniques présents dans les deux empilements : la valeur de la trace des déformations $\text{Tr } \xi^I$ est plus faible dans le cas du stratifié. C'est une première illustration des conséquences de recourir à une approche couplée. De plus, l'approche couplée génère des discontinuités aux interplis au cours du régime transitoire non présentes dans le cas d'une approche découplée. Ces discontinuités sont liées à la distribution hétérogène des champs mécaniques d'un pli à l'autre. L'uniformité des champs mécaniques pour l'ensemble des plis de la structure en régime permanent s'accompagne d'une distribution uniforme de la teneur en eau. Finalement le choix de la séquence d'empilement peut conduire à une optimisation des paramètres de la diffusion que sont le coefficient de diffusion et la masse à saturation.

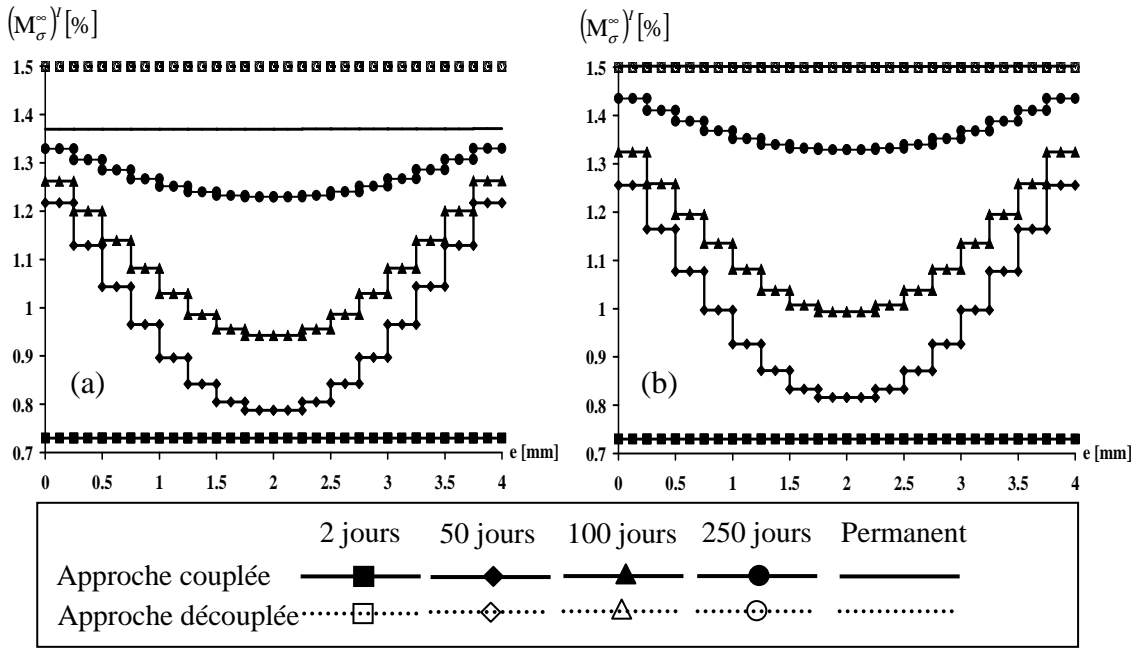


Fig. 2. Comparaison entre les distributions des teneurs maximales transitoires des plis de la structure composite pour les approches découplée et couplée (a) stratifié $\pm 55^\circ$ / (b) unidirectionnel.

La Figure 3 présente les distributions spatiales des teneurs en eau transitoires pour les séquences d'empilement et pour les approches découplée et couplée. L'approche couplée conduit à des distributions de teneurs en eau particulièrement différentes aux voisinages des frontières. Qui plus est, les discontinuités de teneurs maximales (Fig. 2) provoquent des discontinuités aux voisinages des surfaces non présentes dans le cas de l'approche découplée.

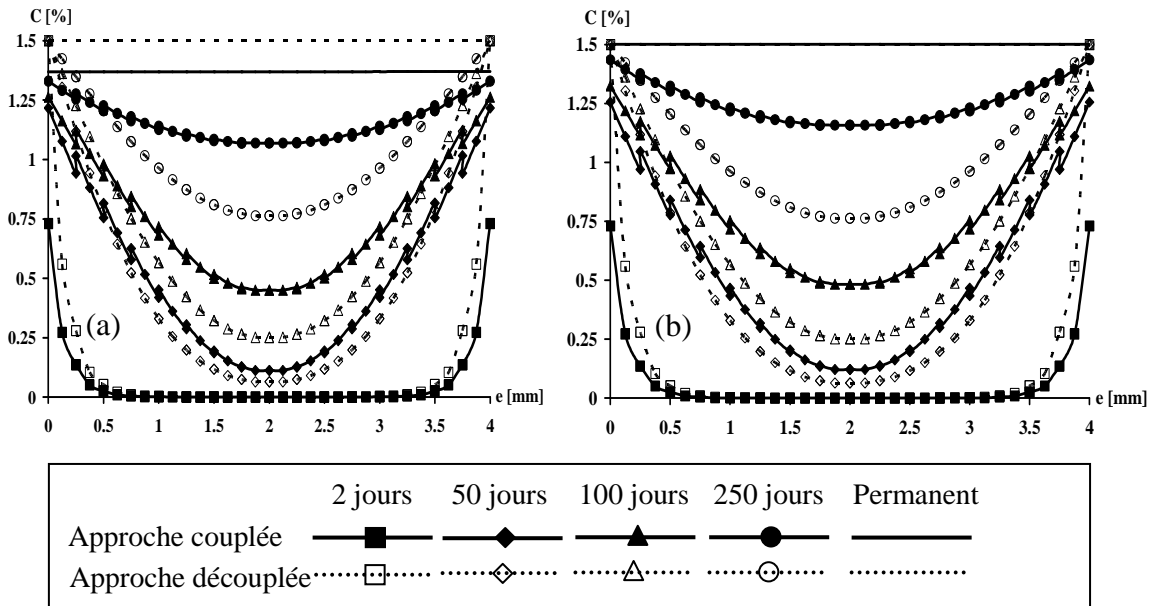


Fig. 3. Profils transitoires des teneurs en eau pour les séquences d'empilement (a) stratifié $\pm 55^\circ$ / (b) unidirectionnel dans le cas des approches couplée et découplée.

4.2 Distributions des contraintes multi-échelles

La Figure 4 montre l'évolution des contraintes multi-échelles pour le pli externe dans le cas a) du stratifié b) de l'unidirectionnel pendant le régime transitoire. L'approche couplée prévoit des contraintes transverses plus faibles, en valeurs absolues, que le modèle découplé. Ce résultat peut être relié au fait que le modèle couplé prévoit de plus faibles teneurs en eau (Fig. 3). Quelle que soit la séquence d'empilement, les différences les plus significatives apparaissent dans les premiers temps du processus de diffusion.

Pour le composite unidirectionnel, au niveau de la matrice les contraintes transverses peuvent présenter des écarts atteignant 20 MPa. Cependant, ces différences s'estompent avec le temps et des valeurs similaires en régime permanent sont observées. En revanche, pour le stratifié croisé un écart de 10 MPa subsiste lorsque le régime permanent est atteint.

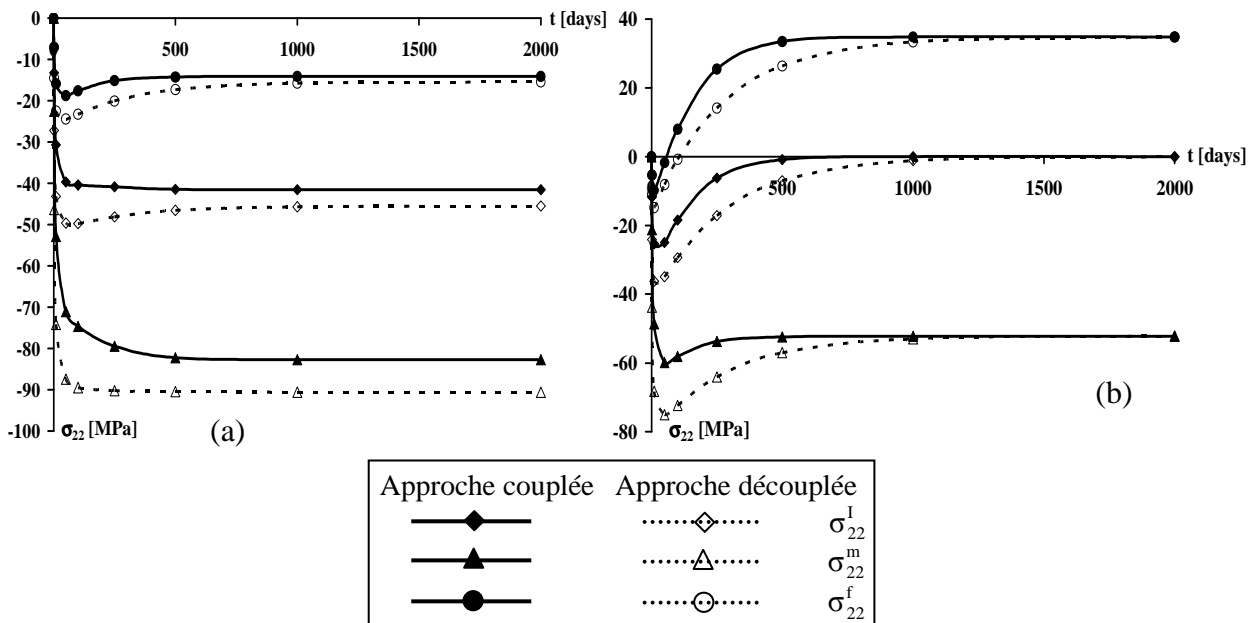


Fig. 4. Contraintes transverses multi-échelles pour le pli externe du (a) stratifié $\pm 55^\circ$ / (b) unidirectionnel.

La Figure 5 montre la comparaison entre les contraintes de cisaillement multi-échelles pour le pli externe du stratifié croisé.

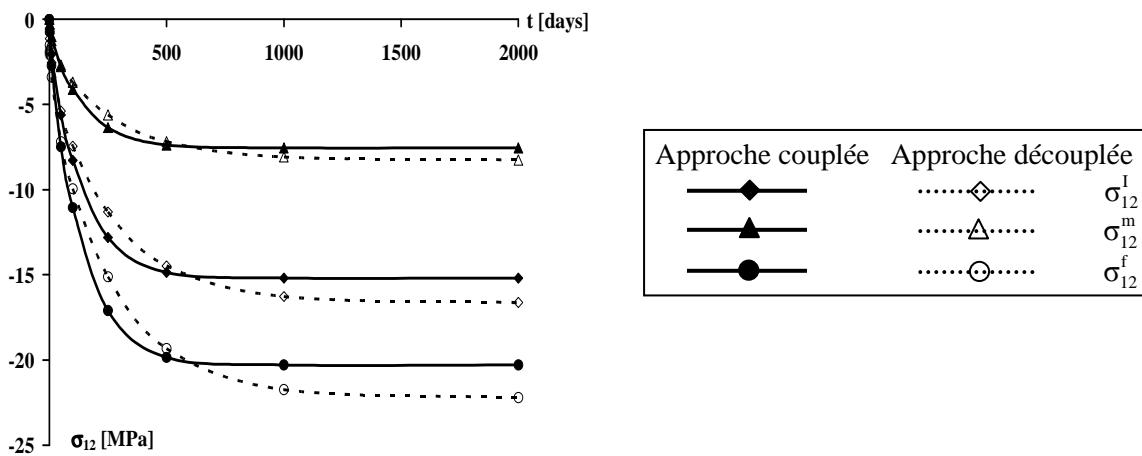


Fig. 5. Contraintes de cisaillement multi-échelles pour le pli externe de la structure stratifiée croisée $\pm 55^\circ$.

Il apparaît clairement qu'au début du processus de diffusion (entre 50 et 500 jours), les contraintes de cisaillement augmentent plus rapidement dans le cas de l'approche couplée. Cet effet peut être attribué aux forts gradients de teneurs en eau provoqués notamment par les discontinuités (Fig. 2) observées pour l'approche couplée. Dans la suite du processus de diffusion, les contraintes, en valeurs absolues prédites par l'approche couplée sont inférieures à celles générées par l'approche découplée.

5. Conclusions

Une approche multi-échelle, prenant en compte un couplage hygro-mécanique, est utilisée pour la détermination des contraintes internes hygroscopiques dans le matériau composite. Ce couplage revient à introduire une dépendance des paramètres du phénomène de transport de l'humidité dans la structure vis à vis de l'état mécanique, et notamment de la trace du tenseur des déformations de la matrice époxy.

La prise en compte d'un couplage pour la teneur en eau à saturation provoque une modification conséquente des conditions aux limites au cours du processus de transport et conduit in fine à des teneurs

en eau dans la structure composite moins importantes que dans le cas où il n'y a pas de couplage. Bien entendu, les états mécaniques aux échelles des plis et des constituants sont grandement affectés puisqu'ils sont proportionnels aux teneurs en eau.

Références

- [1] Y. Abou Msallem, N. Boyard, F. Jacquemin, A. Poitou, D. Delaunay, S. Chatel, « Identification of thermal and rheological properties of an aeronautic epoxy resin-simulation of residual stresses ». *Int. J. Mater. Forming*, Vol. 1, pp. 579-584, 2008.
- [2] P. Davies, F. Mazeas, P. Casari, « Sea water aging of glass reinforced composites ». *J. Compos. Materials*, Vol. 35, pp. 1343-1372, 2001.
- [3] J. Jedidi, F. Jacquemin, A. Vautrin, « Design of Accelerated Hygrothermal Cycles on Polymer Matrix Composites in the Case of a Supersonic Aircraft ». *Compos. Structures*, Vol. 68, pp. 429-437, 2005.
- [4] R. Gopalan, R.M. Rao, M.V. Murthy, B. Dattaguru, « Diffusion Studies on Advanced Fibre Hybrid Composites ». *J. Reinforc. Plast. Composites*, Vol. 5, pp. 51-61, 1986.
- [5] F. Jacquemin, A. Vautrin, « A closed-form solution for the internal stresses in thick composite cylinders induced by cyclical environmental conditions ». *Compos. Structures*, Vol. 58, pp. 1-9, 2002.
- [6] S. Fréour, F. Jacquemin, R. Guillén, « On an analytical self-consistent model for internal stress prediction in fiber-reinforced composites submitted to hygroelastic load ». *J. Reinforc. Plast. Composites*, Vol. 24, pp. 1365-1377, 2005.
- [7] F. Jacquemin, S. Fréour, R. Guillén, « Analytical modeling of transient hygro-elastic stress concentration - Application to embedded optical fiber in a non-uniform transient strain field ». *Compos. Sci. Technology*, Vol. 66, pp. 397-406, 2006.
- [8] O. Gillat, L.J. Broutman, « Effect of External Stress on Moisture Diffusion and Degradation in a Graphite Reinforced Epoxy Laminate ». *ASTM STP*, Vol. 658, pp. 61-83, 1978.
- [9] Y. Weitsman, « A Continuum Diffusion Model for Viscoelastic Materials ». *J. Phys. Chemistry*, Vol. 94, pp. 961-968, 1990.
- [10] J. Crank, « Diffusion in Polymers ». London : Academic Press Inc. 1968.
- [11] M.H. Cohen, D. Turnbull, « Molecular Transport in Liquids and Glasses, Journal of Chemical Physics ». *J. Chem. Physics*, Vol. 31, pp. 1164-1169, 1959.
- [12] M. Gigliotti, F. Jacquemin, J. Molimard, A. Vautrin, « Transient and cyclical hygrothermoelastic stress in laminated composite plates: Modelling and experimental assessment ». *Mech. Materials*, Vol. 39, pp. 729-745, 2007.
- [13] J. Crank, « A theoretical investigation of the influence of molecular relaxation and internal stress on diffusion in polymers ». *J. Polymer. Science*, Vol. 11, pp. 151-168, 1953.
- [14] D. Larobina, M. Lavorgna, G. Mensitieri, P. Musto, A. Vautrin, « Water Diffusion in Glassy Polymers and their Silica Hybrids : an Analysis of State of Water Molecules and of the Effect of Tensile Stress ». *Macromol. Symposia*, Vol. 247, pp. 11-20, 2007.
- [15] A.A. Fahmy, J.C. Hurt, « Stress Dependence of Water Diffusion in Epoxy Resin ». *Polymer Composites*, Vol. 1, pp. 77-80, 1980.
- [16] S. Neumann, G. Marom, « Free-volume dependent moisture diffusion under stress in composite materials ». *J. Mater. Science*, Vol. 21, pp. 26-30, 1986.
- [17] S. Neumann, G. Marom, « Stress Dependence of the Coefficient of Moisture Diffusion in Composite Materials, Polymer Composites ». *J. Compos. Materials*, Vol. 21, pp. 68-80, 1987.
- [18] Z. Hashin. « Theory of Fibre Reinforced Materials ». NASA CR-1974, 1972.
- [19] R. Hill, « The essential structure of constitutive laws for metals composites and polycrystals ». *J. Mech. Phys. Solids*, Vol. 15, pp. 79-95, 1967.