



HAL
open science

Un modèle micro pour le calcul des structures en composites stratifiés, améliorations et simulations = A micro model for analysis of laminated composites, improvement and illustrations

Michaël Trovalet, Pierre Ladevèze, Gilles Lubineau

► **To cite this version:**

Michaël Trovalet, Pierre Ladevèze, Gilles Lubineau. Un modèle micro pour le calcul des structures en composites stratifiés, améliorations et simulations = A micro model for analysis of laminated composites, improvement and illustrations. JNC 16, Jun 2009, France. 9 p. hal-00385098

HAL Id: hal-00385098

<https://hal.science/hal-00385098>

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.

Un modèle micro pour le calcul des structures en composites stratifiés, améliorations et simulations.

A micro model for analysis of laminated composites, improvement and illustrations

M. Trovalet¹, P. Ladevèze^{1,2} et G. Lubineau¹

1 : LMT-Cachan (ENS-Cachan/CNRS/Iniversité Paris 6/PRES Universud Paris)
61 av. du Président Wilson – F - 94230 Cachan

e-mail : trovalet@lmt.ens-cachan.fr, ladevèze@lmt.ens-cachan.fr, lubineau@lmt.ens-cachan.fr

2 : EADS Fondation Chair, « Advanced Computational Structural Mechanics »

Résumé

Un modèle micro pour la simulation des structures en composites stratifiés est ici présenté. Sa particularité est de prendre en compte les informations provenant à la fois de la micromécanique et de la mésomécanique des stratifiés. La microfissuration transverse est prise en compte à travers des surfaces minimales de rupture (mécanique de la fissuration discrète), alors que l'endommagement diffus (à l'échelle de la fibre) est lui pris en compte de manière continue à travers le mésomodèle d'endommagement des stratifiés. Cette approche hybride permet de prédire l'évolution progressive des dégradations au sein du stratifié depuis l'état initial jusqu'à la rupture finale. Dans cet article, les dernières évolutions du modèle sont présentées, à savoir l'introduction de la viscosité, de la plasticité et de la rupture sens fibre. D'autre part, la mise au point d'un logiciel dédié implanté sur un plateforme numérique hautes performances permet la simulation de cas tests simples, montrant les capacités du modèle à reproduire les constatations expérimentales.

Abstract

A computational damage micromodel for laminates is developed. Its particularity is to integrate both micro- and meso-scale descriptions of material behavior: micromechanics accounts for microcracking and delamination by introducing minimum cracking surfaces, whereas diffuse damage, plasticity and viscosity are represented at the meso scale. This semi-discrete approach enables to predict the laminate's entire behavior along its lifespan, until final failure. The paper goes further by introducing plasticity, viscosity and fibre failure of the fiber-matrix material. First validations are presented here, in the form of numerical simulations performed on a high performance numerical platform, on simple stacking sequences that show the capabilities of the model to reproduce experimental observations.

Mots Clés : composites stratifiés, dégradations, fissuration, simulation

Keywords : laminated composites, degradations, cracking, simulation

1. Introduction

Les matériaux composites stratifiés sont de longue date utilisés dans l'industrie aéronautique. Leur rôle ne cesse d'augmenter, au point que des pièces vitales soient maintenant entièrement réalisées en stratifiés. Cependant, les composites sont des matériaux complexes, intégrant une hétérogénéité forte entre la fibre très rigide et la matrice beaucoup plus souple. Le nombre important d'interfaces (fibre/matrice ou pli/pli) rend les phénomènes de dégradation jusqu'à rupture très complexes, si bien que la confiance dans les modèles n'est pas grande. Cela ne permet donc pas d'utiliser les stratifiés de manière optimale. Le schéma (Fig 1) rappelle les principaux modes de dégradation observés dans les stratifiés, qui seront modélisés par la suite dans le modèle hybride.

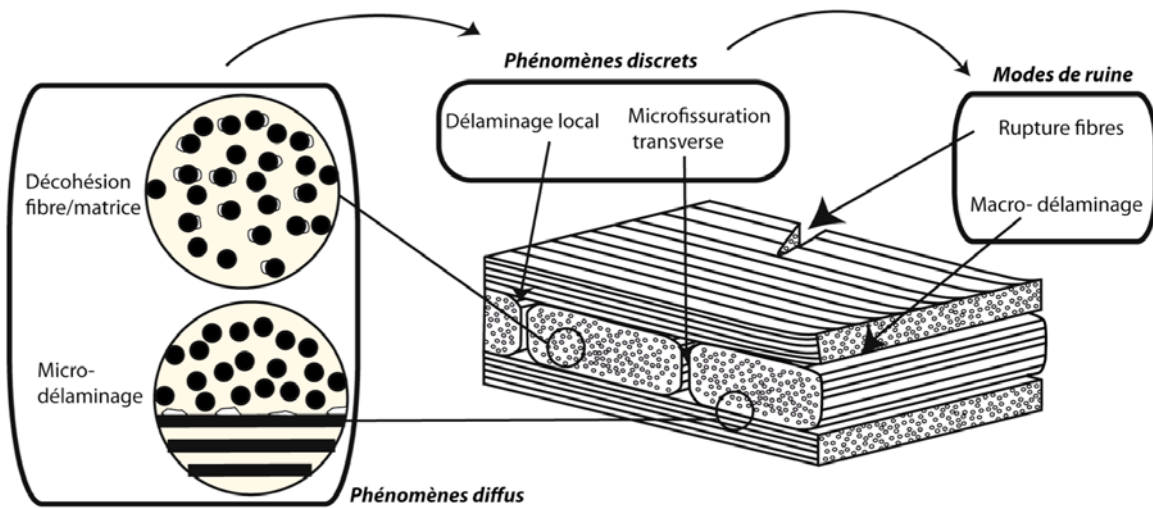


Fig. 1. Les phénomènes de dégradation au sein des stratifiés

Chronologiquement, ce sont les dégradations diffuses qui apparaissent en premier. Elles correspondent à des ruptures d'interfaces (fibre/matrice ou pli/pli) sur de petites surfaces, de l'ordre de grandeur de la section des fibres. Elles sont réparties dans l'épaisseur du pli, et provoquent des baisses de rigidité des zones concernées. Lorsque le chargement s'accroît, on va assister à une percolation des dégradations diffuses, qui vont ainsi former des fissures à l'échelle supérieure, celle du pli. En effet, la fissuration de la matrice présente entre les fibres va permettre aux décohésions fibre/matrice de se rejoindre, formant une microfissure transverse. Ces fissures transverses ont la particularité de traverser l'épaisseur du pli, et de se propager parallèlement aux fibres sur des longueurs plus ou moins grandes. En pointe de ces fissures, les concentrations de contraintes vont générer des zones de délaminage appelées délaminages locaux. Finalement, la rupture macro du stratifié interviendra à cause d'une explosion de la surface de délaminage (macro-délaminage), et d'une rupture des fibres.

Pour modéliser ces dégradations, traditionnellement, deux approches sont possibles: la micromécanique et la mésomécanique des stratifiés. La première s'attache à décrire et prévoir l'initiation et la propagation des fissures à partir de l'état de contrainte [1-2-3], alors que la deuxième tend à déterminer les propriétés résiduelles des matériaux dégradés [4-5]. Le modèle micro développé réconcilie ces deux visions, en intégrant à la fois le côté discret de la propagation des fissures, et le côté continu des dégradations diffuses [6-7]. Ici, le modèle est complété par l'introduction de la plasticité et de la viscosité de la matrice, ainsi que de la rupture sens fibre. Il rend donc compte de façon complète des connaissances que l'on a sur le comportement du composite aux échelles micro et méso.

La simulation numérique d'éprouvettes expérimentales, même simples, conduit à des problèmes à très grand nombre de degrés de liberté (ddl en abrégé), dont la résolution est rendue possible grâce à une stratégie de calcul multiéchelle dédiée [8-9]. Ici, nous allons plus loin en parallélisant cette démarche.

2. Le modèle hybride

Le modèle hybride, ou « virtual reference material » doit être vu comme une base de données, comprenant les modélisations de l'ensemble des comportements indispensables à la prise en compte des dégradations menant à la rupture des stratifiés. Pour cela, différentes échelles doivent être prises en compte, car les dégradations interviennent elles-mêmes à différentes échelles. Le paragraphe suivant détaille le modèle de fissuration.

2.1 Modélisation discrète

2.1.1 Microfissuration transverse et délaminage

Les fissures (microfissuration transverse et délaminage) sont représentées de manière discrète au sein du modèle. On introduit pour cela des surfaces minimales de rupture, dans le cadre de la mécanique de la fissuration discrète [10]. Cela nous permet de définir n'importe quel état de fissuration comme le résultat de ruptures successives de surfaces élémentaires. Leurs dimensions sont définies par des considérations énergétiques [7], et le critère de rupture d'une surface minimale est un critère mixte en taux de restitution d'énergie.

- Concernant la microfissuration transverse, le critère s'écrit :

$$\left[\frac{Y^I}{G_c^I} \right]^\alpha + \left[\frac{Y^{II}}{G_c^{II}} \right]^\alpha + \left[\frac{Y^{III}}{G_c^{III}} \right]^\alpha \geq 1$$

où Y^i représente le taux de restitution d'énergie modifié discret correspondant à la rupture d'une surface minimale en mode i , et G_c^i le taux de restitution d'énergie critique intralaminare en mode i , qui est un paramètre matériau.

A l'initiation, on différencie les cas des plis fins et épais. Les premiers auront tendance à générer des microfissures restant à proximité des bords libres. Les seconds verront plutôt la microfissuration s'effectuer de manière instable dans toute la largeur, si bien que l'on définit les taux de restitution d'énergie modifiés discrets par :

$$Y^i = \begin{cases} G^i & \text{if } h \leq \bar{h} \quad (\text{pli fin}) \\ G^i \frac{\bar{h}}{h} & \text{if } h > \bar{h} \quad (\text{pli épais}) \end{cases}$$

où G^i représente le taux de restitution d'énergie réel associée à la rupture de l'interface (variation d'énergie potentielle) en mode i . h représente l'épaisseur du pli unidirectionnel, et \bar{h} l'épaisseur de transition pli fin/épais, valant environ 0,3 mm (deux fois l'épaisseur d'un pli élémentaire). Dans le cas des plis fin, le critère est purement énergétique alors que dans le cas des plis épais, on se rapproche d'un critère en contrainte

Dans le cas de la propagation, il n'y a plus de distinction, on a donc :

$$Y^i = G^i$$

- Concernant le délaminage, le critère s'écrit directement :

$$\left[\frac{G^I}{G_{dc}^I} \right]^\alpha + \left[\frac{G^{II}}{G_{dc}^{II}} \right]^\alpha + \left[\frac{G^{III}}{G_{dc}^{III}} \right]^\alpha \geq 1$$

avec G_{dc}^i le taux de restitution d'énergie critique d'interface en mode i , dans le cas du délaminage.

Au final, quatre paramètres matériaux permettent de modéliser la fissuration, G_c^i , $G_c^{II} = G_c^{III}$, G_{dc}^I et $G_{dc}^{II} = G_{dc}^{III}$.

Une fois le critère atteint, le comportement initialement parfait de la surface minimale de rupture est remplacé par du contact avec frottement.

Afin de prendre en compte les incertitudes sur les paramètres matériau, une variabilité est introduite sur les taux de restitution d'énergie critiques, en utilisant une loi de probabilité uniforme sur un intervalle donné.

Les volumes définis par toutes les surfaces minimales de rupture potentielles introduites précédemment, sont constitués de fibres et de matrice. Ces volumes élémentaires sont, dans le modèle, homogénéisés. Il en résulte alors un domaine appelé "matériau fibre-matrice", dans lequel les phénomènes continus sont pris en compte.

2.1.2 Rupture sens fibre

Dans le cas de la rupture sens fibre, il est indispensable de différencier les cas de traction et compression. En effet, en traction, la rupture intervient par une cassure directe des fibres, dont le comportement est considéré comme élastique fragile. En revanche, en compression, c'est le flambage des fibres, associé à la destruction de la matrice environnante qui provoquera la rupture. On assiste dans ce cas à la formation de kink-bands. Il est alors indispensable de prendre en compte le niveau de cisaillement, qui influence grandement le déclenchement de ce flambage [11-12].

Pour prendre en compte cette rupture, on une variable d'endommagement d_f constante par volume élémentaire de matériau fibre-matrice élémentaire (cube de matériau fibre-matrice de côté h , avec h

l'épaisseur du pli unidirectionnel), de sorte que l'énergie de déformation ne prenant en compte que cette rupture sens fibre s'écrit :

$$2e_d = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1(1-d_f)} & -\frac{\nu_{12}}{E_1(1-d_f)} & -\frac{\nu_{12}}{E_1(1-d_f)} \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1(1-d_f)} & \frac{1}{E_2} & -\frac{\nu_{23}}{E_3} \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1(1-d_f)} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_2} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}} + \frac{\sigma_{13}^2}{G_{13}} + \frac{\sigma_{23}^2}{G_{23}}$$

où 1 est la direction des fibres, 2 la direction perpendiculaire aux fibres dans le plan du pli, et 3 la direction perpendiculaire hors-plan.

La variable d_f est pilotée à partir des forces d'endommagement sens fibre et cisaillement, de sorte que le critère de rupture de fibre s'écrit :

$$\begin{cases} \frac{Y_{df}}{Y_{Ct}} \geq 1 & \text{en traction} \\ \frac{Y_{df}}{Y_{Cc}} + \frac{Y_{\tilde{d}}}{Y_{C\tilde{d}}} \geq 1 & \text{en compression} \end{cases}$$

où Y_{Ct} , Y_{Cc} et $Y_{C\tilde{d}}$ sont les forces thermodynamiques critiques associées à chaque cas élémentaire, traction pure, compression pure, et cisaillement pur.

Dès que le critère sens fibre est atteint, la variable d_f passe de 0 à 1.

2.2 Comportements continus

Par phénomènes continus, il est ici question des décohésions fibre/matrice (malgré tout discrètes à une échelle assez petite [13-14]), de la plasticité et de la viscosité. Tous ces comportements seront introduits dans le cadre de la mécanique classique des milieux continus.

2.2.1 Dégradations diffuses

Ces dégradations sont introduites à travers le mésomodèle d'endommagement des stratifiés, [4-15]. Initialement, ce modèle est prévu pour prendre en compte les dégradations depuis la décohésion fibre/matrice, jusqu'à la microfissuration et le délaminage. Ici, en se limitant à la décohésion fibre/matrice, les niveaux d'endommagement resteront assez faibles.

Deux variables d'endommagement sont introduites, une pour le cisaillement \tilde{d} et l'autre dans le sens transverse \tilde{d}' , de telle sorte que l'énergie de déformation e_d prenant en compte tous les phénomènes de dégradation s'écrit :

$$2e_d = \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1(1-d_f)} & -\frac{\nu_{12}}{E_1(1-d_f)} & -\frac{\nu_{12}}{E_1(1-d_f)} \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1(1-d_f)} & \frac{1}{E_2(1-[\sigma_{22}]^+ \tilde{d}')} & -\frac{\nu_{23}}{E_3} \\ -\frac{\nu_{12}}{E_1(1-d_f)} & -\frac{\nu_{23}}{E_2} & \frac{1}{E_2(1-[\sigma_{33}]^+ \tilde{d}')} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \end{bmatrix} + \frac{\sigma_{12}^2}{G_{12}(1-\tilde{d})} + \frac{\sigma_{13}^2}{G_{12}(1-\tilde{d})} + \frac{\sigma_{23}^2}{G_{12}(1-\tilde{d})}$$

Les variables d'endommagement diffus \tilde{d}' et \tilde{d} sont pilotées par des lois d'évolution énergétiques :

$$\tilde{d} = \sup_{\text{temps}} \left[\frac{\sqrt{Y_{\tilde{d}} + b_2 Y_{\tilde{d}'}} - \sqrt{Y_0}}{\sqrt{Y_c}} \right] \quad \text{avec} \quad \tilde{d} = b_3 \tilde{d}'$$

où Y_0, Y_c, b_2 et b_3 sont des coefficients matériau identifiés expérimentalement, et Y_x la force d'endommagement associée à la variable d'endommagement x telle que:

$$Y_x = - \frac{\partial \langle e_d \rangle}{\partial x}$$

où $\langle e_d \rangle$ représente la valeur moyenne de e_d dans l'épaisseur du pli.

Lorsque le critère sens fibre est atteint, il entraîne avec lui la mise à 1 de \tilde{d} et \tilde{d}' , autrement dit, le matériau fibre-matrice correspondant est complètement dégradé.

2.2.2 Plasticité et viscosité

La plasticité et la viscosité jouent des rôles importants dans l'initiation des fissures, c'est pourquoi un modèle cohérent se doit de prendre en compte ces comportements. D'autre part, ces deux phénomènes sont amplifiés par la présence des dégradations diffuses au sein du pli. En effet, les dégradations diffuses provoquent des sur-contraintes locales autour des fibres, sollicitant donc plus fortement la matrice. Cette dernière étant l'une des causes principales de plasticité et de viscosité, l'influence des dégradations diffuses doit être prise en compte. C'est pourquoi, les lois de plasticité et viscosité seront exprimées à l'aide des quantités effectives, $\tilde{\sigma}$ et $\tilde{\varepsilon}$. Ces deux quantités prennent en compte le niveau d'endommagement du matériau fibre-matrice.

Concernant la plasticité, un critère isotrope transverse est introduit:

$$f(\tilde{\sigma}, p) = \sqrt{\tilde{\sigma}_{12}^2 + \tilde{\sigma}_{13}^2 + \tilde{\sigma}_{23}^2 + a(\tilde{\sigma}_{22}^2 + \tilde{\sigma}_{33}^2)} - R(p) - R_0 \quad \text{avec} \quad R(p) = \beta p^\alpha$$

où a , α et β sont des paramètres matériau.

Pour la viscosité, l'évolution de la déformation visqueuse effective en cisaillement $\tilde{\varepsilon}_{12}^v$ s'écrit à l'aide d'un modèle inspiré du modèle de Schapery [15] :

$$\tilde{\varepsilon}_{12}^v(t) = \int_0^t \Delta D(\psi(t) - \psi(\tau)) \frac{d\tilde{\sigma}_{12}}{d\tau} d\tau \quad \text{avec} \quad \psi(t) = \int_0^t \frac{dt'}{a_1}$$

avec ΔD la souplesse s'exprimant sous la forme d'une série de Prony, et a_1 est un coefficient permettant d'effectuer des équivalences temps/température où temps/contrainte. Une loi de comportement similaire est introduite dans la direction transverse (*i.e.* perpendiculaire aux fibres). L'utilisation des quantités effectives permet de ne pas recourir aux coefficients habituellement introduits dans ce modèle permettant de rendre non-linéaire la viscosité vis-à-vis du niveau de contrainte. Ici, ces non-linéarités seront naturellement prises en compte, en évitant ainsi l'introduction de paramètres matériaux supplémentaires à identifier.

Le modèle hybride proposé ci-dessus, est maintenant assez complet pour effectuer des simulations réalistes de dégradations de composites stratifiés simples.

3. Simulation numérique

Le modèle a été implémenté sur une plateforme numérique hautes performances permettant le calcul parallèle. En effet, il génère l'apparition d'un très grand nombre de fissures, et par conséquent d'un très grand nombre de volumes fibre-matrice (Fig 2). Le choix s'est donc porté sur une définition *a priori* des ces volumes (appelés par la suite sous-structures), et donc des fissures potentielles. La méthode dédiée décrite ci-dessous est basée sur une méthode de décomposition de domaine mixte, avec homogénéisation en espace.

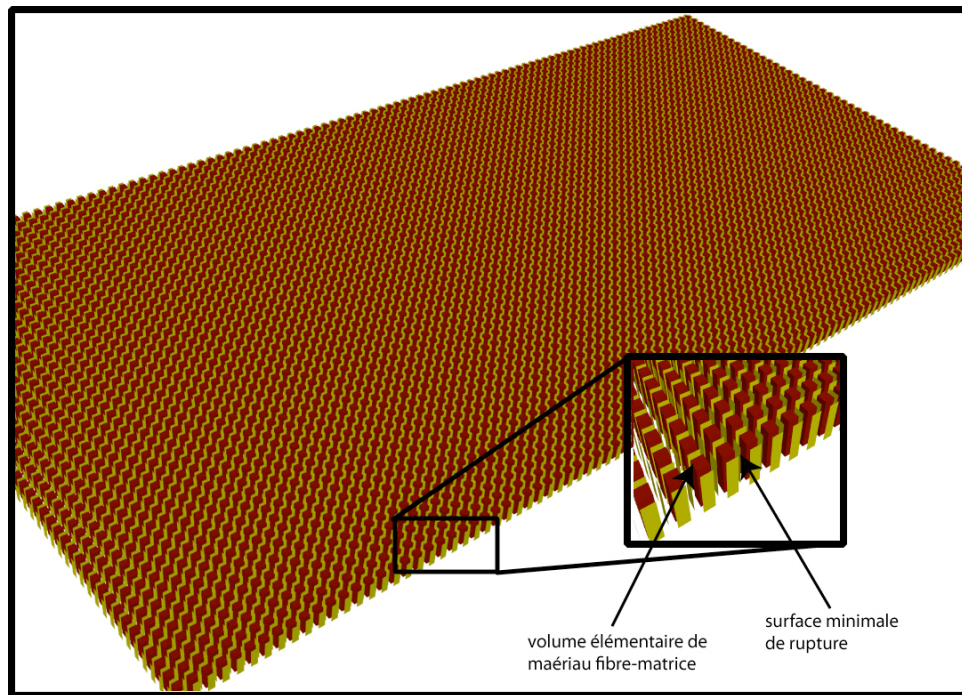


Fig. 2. Modélisation numérique d'un pli unidirectionnel

3.1 La stratégie numérique

Le cœur de la stratégie numérique est la méthode LaTin multiéchelle [17-8]. Appliquée au cas du modèle hybride [9], elle consiste à mailler chacune des sous-structures (volume de matériau fibre-matrice élémentaire), puis à introduire des interfaces correspondant aux surfaces minimales de rupture du modèle. Une phase itérative permet de converger vers une solution au problème de référence dans le cas élastique.

Les aspects non-linéaires tels que la plasticité, la viscosité et l'endommagement diffus sont pris en compte de manière classique grâce à un algorithme de Newton sécant, en considérant l'endommagement et les déformations plastiques et visqueuses constantes par sous-structure.

Concernant la fissuration, un calcul de taux de restitution d'énergie est effectué sur chaque surface minimale de rupture potentielle. Pour cela, le comportement de l'interface passe temporairement de "parfait" à contact frottant, ce qui permet de calculer la différence d'énergie potentielle entre les états fissurés ou non, menant au taux de restitution d'énergie discret lié à la rupture de l'interface. Si le critère de rupture défini précédemment est atteint, alors l'interface est rompue, et son comportement devient du contact unilatérale avec frottement. Si plusieurs interfaces atteignent le critère simultanément, seule la plus chargée est rompue. Le calcul de taux de restitution d'énergie est ensuite répété sur la nouvelle configuration.

Telle qu'elle est proposée, cette stratégie ne permet pas de traiter des géométries importantes. En effet, le nombre de surfaces minimales de rupture potentielles requis pour traiter des cas réalistes est de l'ordre de plusieurs centaines de milliers, ce qui aboutit à un nombre très important de sous-structures, et donc à un grand nombre de ddl. D'autre part, la stratégie de décomposition de domaine impose la résolution d'un problème dit « macro ». Ce problème qui porte sur un nombre réduit de ddl, est global, donc dépendant de la taille du problème de référence à résoudre. Pour les applications visées, il est difficile de construire et stocker l'opérateur associé sur une seule machine, la mémoire vive disponible devenant vite un critère limitant. C'est pourquoi, nous nous sommes tournés vers une parallélisation complète du code.

Une méthode de décomposition de domaine primale du problème macro de type BDD [18] a été introduite afin de palier à ce soucis de mémoire. Cela revient à ajouter une échelle supplémentaire dans la résolution. De cette manière, le problème macro, résolu initialement de manière directe est maintenant résolu itérativement, avec un opérateur global dont le stockage est décomposé sur les différents processeurs disponibles. Toutes les autres opérations de la stratégie sont locales par sous-structure ou par interface, et donc aisément parallélisables.

Grâce à cette stratégie dédiée, il est maintenant possible d'effectuer des simulations numériques réalistes, nécessitant l'introduction de plusieurs millions, voire centaines de millions de ddl.

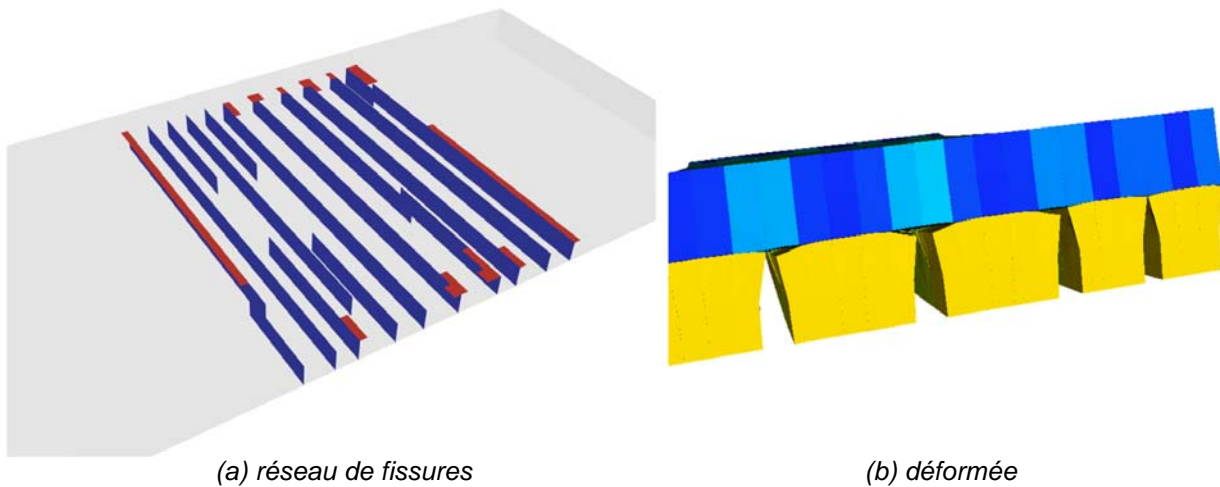
3.2 Illustrations

Les simulations proposées ci-dessous ont été menées sur un cluster de 27 noeuds bi-quadri-core, sur la plate forme informatique du LMT-Cachan. Une vingtaine de processeurs ont été mobilisés pour mener les

calculs à bien. La taille des éprouvettes simulées reste encore assez petite (environ 30x15 mm), ce qui engendre tout de même des problèmes à plusieurs millions de ddls (15 millions dans le cas du $[45_2/0_2/-45_2/90_2]_s$ troué), pour des temps de calcul jusqu'à rupture de l'ordre de quelques heures. La recherche de fissure est la phase la plus pénalisante. Les caractéristiques matériau retenues sont proches de celles d'un IM7/977-2.

3.2.1 Fissuration jusqu'à rupture d'un $[0_2/90_2]_s$ en traction

Ce type de stratifié a la caractéristique de fissurer à des niveaux d'endommagement diffus assez faibles, laissant place à la microfissuration suivie du délaminage local et enfin de la rupture de fibre. La (Fig 3(a)) montre le réseau de fissures obtenu. La figure (Fig 3(b)) montre un détail de la déformée obtenue pour ce même réseau. Chronologiquement, les microfissures se sont formées, jusqu'à ce que le délaminage apparaisse en pointe de fissure, faisant saturer le taux de microfissuration. Concernant l'endommagement diffus, le pli à 0° (bleu) reste à endommagement quasi-nul, et le pli à 90° (jaune) à un endommagement quasi-uniforme de l'ordre de 0.2 au moment où les fissures apparaissent. Dès lors, l'endommagement diffus n'évolue plus. Finalement, le critère de rupture sens fibre est atteint signant la fin du stratifié.



(a) réseau de fissures

(b) déformée

Fig. 3. Résultats de la simulation d'un $[0_2/90_2]_s$

3.2.2 Fissuration jusqu'à rupture d'une plaque $[45_2/0_2/-45_2/90_2]_s$ trouée en traction

L'éprouvette trouée à séquence quasi-isotrope est très utilisée dans le cadre des caractérisations des stratifiés. L'image (Fig 4) montre un résultat expérimental issu de [19].

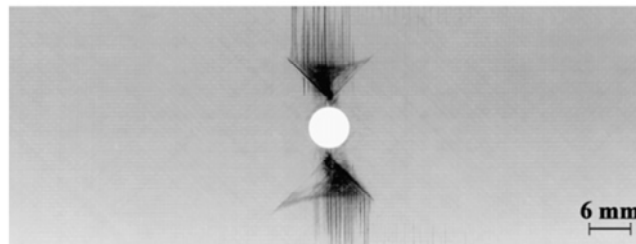
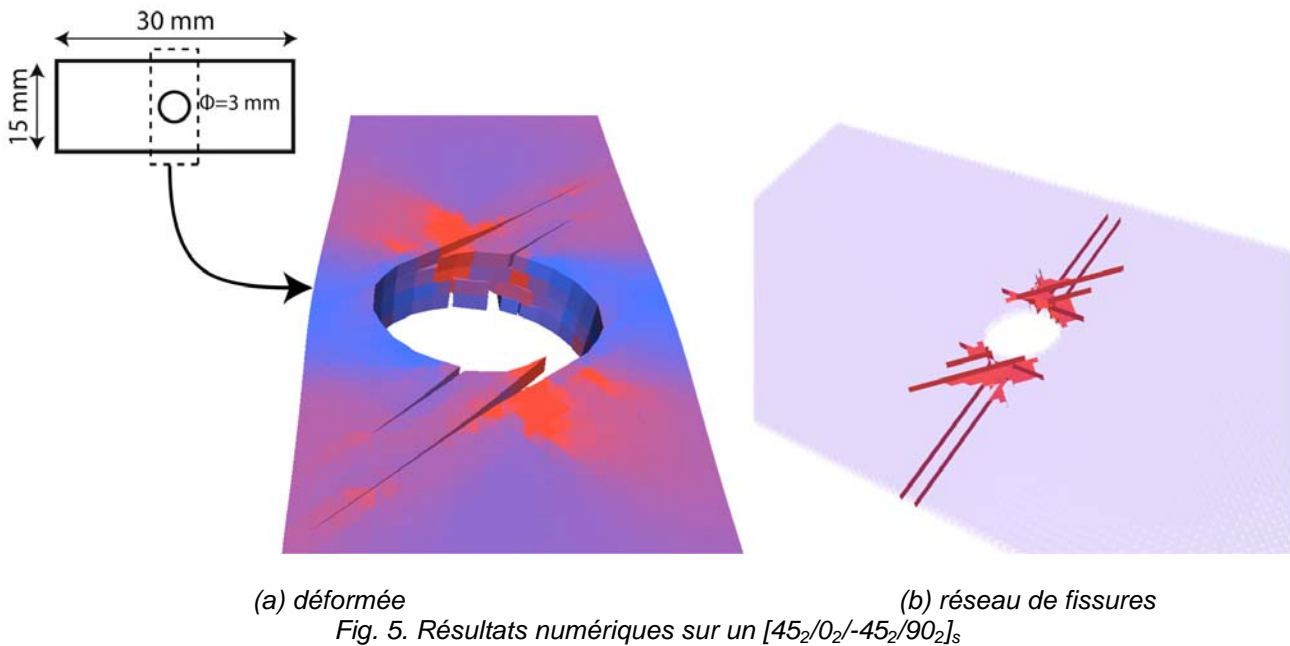


Fig. 4. Résultats expérimentale : le réseau de fissures

Le résultat de la simulation (Fig 5) montre la manière dont le modèle fait évoluer la fissuration. La (Fig 5(a)) montre une partie de la déformée, au niveau du trou. La (Fig 5(b)) montre quant à elle le réseau de fissures pour le même instant, c'est à dire au moment où le critère de rupture sens fibre va être atteint. La chronologie des dégradations est fidèle aux observations expérimentales :

- décohéation fibre-matrice dans les plis à 45° et -45°
- microfissuration dans le pli à 90° , engendrant du délaminage
- microfissuration des plis à 45° et -45° , et extension dans les plis à 90°
- fort délaminage autour du trou
- rupture sens fibre



4. Conclusions et perspectives

Le micromodèle hybride proposé permet la simulation pertinente d'éprouvettes simples jusqu'à rupture, en reproduisant fidèlement la chronologie des dégradations. Il doit être vu comme une base de données comportant les modélisations de l'ensemble des comportements indispensables à la prise en compte des dégradations menant à la rupture du stratifiés. Pour cela, des dégradations à différentes échelles doivent être prises en compte, en commençant par les dégradations diffuses, représentées ici de manière homogénéisée grâce à des variables d'endommagement, suivies des fissurations, représentée de manière discrète dans le cadre de la mécanique de la fissuration discrète. Est associée maintenant la prise en compte des comportements plastiques et visqueux. Actuellement, en quasi-statique, le modèle est compatible avec la connaissance que l'on a des mécanismes de dégradation aux échelles micro et méso. Les simulations sont rendues possible grâce aux progrès réalisés sur la stratégie numérique de décomposition de domaine, maintenant totalement parallélisée. Il reste cependant un effort à fournir pour simuler des éprouvettes plus réalistes. C'est le travail numérique en cours, avec pour objectif le calcul de cas à plusieurs centaines de millions de dds.

Références

- [1] J. Nairn, « Matrix microcracking in composites », in R. Taljera, J.A. Manson, editors. *Polymer Matrix composites. Compr. Comp. Mat.*, Vol. 2, pp. 403-32, 2000.
- [2] J.M. Berthelot, « Transverse cracking and delamination in cross ply glass fibers and carbon fibers reinforced plastic laminates: static and fatigue loading », *Appl. Mech. Rev.*, Vol. 56, pp. 1-37, 2003.
- [3] J. Nairn, J. Hu, « The initiation and growth of delaminations induced by matrix microcracks in laminated composites », *Int. Jo. of Frac.*, Vol. 57, pp. 1-24, 1992.
- [4] P. Ladevèze, E. Le Dantec, « Damage modeling of the elementary ply for laminated composites », *Comp. Sc. and Tech*, Vol. 43, pp. 257-267, 1992.
- [5] O. Allix, P. Ladevèze, « Interlaminar interface modeling for the prediction of delamination », *Comp. Str.*, Vol. 22, p. 235-242, 1992
- [6] P. Ladevèze, « Multiscale computational damage modelling of laminate composites », *Course CISM Springer*, pp. 171-212, 2005.
- [7] P. Ladevèze, G. Lubineau and D. Violeau, « A computational damage micromodel of laminated composites », *Int. Jo. of Fract.*, Vol. 137, pp. 139-150, 2006.
- [8] P. Ladevèze, A. Nouy, « On a computational strategy with time and space homogenization for structural mechanics », *Comp. Meth. in Ap. Mech. and Eng.*, Vol. 193, pp. 3061-3087, 2003.
- [9] D. Violeau, P. Ladevèze, G. Lubineau, « Micromodel-based simulations for laminated composites », *Comp. Sc. and Tech.*, doi :10.1016/j.compscitech.2008.09.041, 2008.
- [10] Z. Hashin, « Analysis of cracked laminates: a variational approach », *Mech. Mat.*, Vol. 4, pp. 121-136, 1985.
- [11] T.J. Vogler, S.-Y. Hsu, S. Kyriades, « Composite failure Under combined compression and shear », *Int. Jo. of Sol. And Str.*, Vol. 37, pp. 1765-1791, 2000.

- [12] C.S. Yerramalli, A.M. Wass, « A failure for fiber reinforced polymer composites under combined compression-torsion loading », *Int. Jo. of Sol. And Str.*, Vol. 40, pp. 1139-1164, 2003.
- [13] H. Zhang, M. Ericson, J. Varna, L. Berglund, « Transverse single-fibre test for interfacial debonding in composites: 1. Experimental observations », *Comp. Part A, App. Sc. and Manuf.*, Vol 28, pp. 309-315, 1997.
- [14] B. Sjogren, L. Berglund, « The effects of matrix and interface on damage in GRP cross-ply laminates cross-ply laminates » *Comp. Sc . and Tech.*, Vol. 60, pp. 9-21, 2000.
- [15] G. Lubineau, P.Ladevèze, « Construction of a micromechanics-based intralaminar mesomodel, and illustrations in ABAQUS/Standard », *Comp. Mat. Sc.*, Vol. 43, pp.137-145, 2008.
- [16] R.A. Schapery, A theory of nonlinear thermoviscoelasticity based on irreversible thermodynamics. *Proceeding of the fifth US National Congress in Applied Mechanics, ASME*, 511, 1966.
- [17] P. Ladevèze, O. Loiseau, D. Dureisseix, « A micromacro and parallel computational strategy for highly heterogeneous structures », *International Jo. for Num. Meth. in Eng.*, Vol. 52, pp. 121-138, 2001.
- [18] J. Mandel, « Balancing domain décomposition ». *Comm. in Num. Meth. in Eng.*, Vol. 9, pp. 233-241, 1993.
- [19] R.M. O'Higgins, M.A. McCarthy, C.T. McCarthy, « Comparaison of open hole tension characteristics of High strenght glass and carbon fibre-reinforced composite materials » *Comp. Sc . and Tech.*, Vol. 68, pp. 2770-2778, 2008.