



**HAL**  
open science

**Analyse multiéchelle d'un composite textile =  
Multiscale analysis of a textile composite**

Benoît Piezel, Lucien Laiarinandrasana, Alain Thionnet

► **To cite this version:**

Benoît Piezel, Lucien Laiarinandrasana, Alain Thionnet. Analyse multiéchelle d'un composite textile = Multiscale analysis of a textile composite. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. 7 p. hal-00391172

**HAL Id: hal-00391172**

**<https://hal.science/hal-00391172>**

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.

## Analyse multiéchelle d'un composite textile

*Multiscale analysis of a textile composite*

**B.Piezel<sup>1</sup>, L.Laiarinandrasana<sup>1</sup>, A.Thionnet<sup>1,2</sup>**

*1 : MINES ParisTech, Centre des Matériaux,  
CNRS UMR 7633, BP 87, 91003 Evry cedex, France,*

*e-mail : benoit.piezel@ensmp.fr, lucien.laiarinandrasana@ensmp.fr, alain.thionnet@ensmp.fr*

*2 : Université de Bourgogne, Mirande, BP 47870, 21078 Dijon, France,  
e-mail : alain.thionnet@u-bourgogne.fr*

### RESUME

On propose dans cette étude de comprendre le comportement mécanique d'un composite textile. Pour ce faire, l'étude se scinde en deux parties distinctes. Dans cet article, nous présentons la modélisation multiéchelle qui fait suite à une étude expérimentale. Son objectif est double : comprendre la nature du comportement macroscopique observé et expliquer l'origine des endommagements susceptibles d'apparaître. L'étude expérimentale du matériau fait l'objet d'un premier article.

### ABSTRACT

The aim of this work is to understand the mechanical behaviour of a textile composite. To this end, this study is divided into two distinct parts : a multiscale modelling consecutive to an experimental study. In this article, the multiscale modelling is presented. Its objective is double : to understand the macroscopic behavior and to explain the origin of the damages initiation. The experimental study is described in a first article.

**Mots clés :** composite textile, fibres thermoplastiques, modélisation multiéchelle, calcul parallèle

**Keywords :** textile composite, thermoplastic fibres, multiscale modelling, parallel calculation

## 1 Introduction

Les matériaux composites textiles sont de plus en plus utilisés dans de nombreux domaines industriels tels que l'aéronautique, l'automobile, la construction navale... En effet, ceux-ci présentent de nombreux avantages notamment, de bonnes propriétés mécaniques alliées à une faible densité, une facilité de manipulation lors de la mise en oeuvre, un faible coût de production... Cependant, la microstructure tridimensionnelle complexe de ces matériaux rend difficile la prédiction de leurs propriétés effectives ainsi que l'analyse des phénomènes locaux qui peuvent y naître (endommagement, fissuration). De nombreux modèles analytiques simplifiés ont été proposés [1, 2, 3, 4, 5]. Ces modèles permettent d'estimer les propriétés élastiques globales du composite connaissant les propriétés de ses constituants et la géométrie du tissu, à l'aide de relations analytiques. Cependant, lorsque la structure du tissu devient complexe, ces modèles deviennent parfois trop simples pour amener des résultats fins. Aussi, durant la dernière décennie, les méthodes de calculs par éléments finis, associées à des procédures multiéchelles (localisation/homogénéisation), se sont développées et ont permis d'obtenir une meilleure estimation des propriétés globales du composite textile ainsi que la possibilité d'avoir accès aux champs locaux de déformations et de contraintes [6, 7]. La raison essentielle à cela est que la structure du composite textile (supposée périodique) y est discrétisée précisément au sein d'une cellule représentative du Volume Élémentaire Représentatif (VER).

Toutefois, jusqu'à maintenant, les composites étudiés sont essentiellement des satins où le motif périodique [8] ne nécessite pas une discrétisation pour laquelle le nombre de degrés de liberté est important (de l'ordre de 200000). La résolution des problèmes posés peut, dans ces cas, être faite sur des calculateurs séquentiels car elle nécessite une mémoire, un espace disque et du temps de calcul compatible avec ces calculateurs. Ici, nous analysons un composite textile en trois dimensions avec un motif périodique de grande taille. Le maillage de celui-ci étant très important, il nécessite le recours à des techniques numériques encore assez peu utilisées, à savoir, la décomposition en sous-domaines et le calcul parallèle.

De plus, le comportement des constituants (fibres et matrice) est souvent considéré comme élastique linéaire alors que les non-linéarités observées à l'échelle macroscopique peuvent être importantes. Elles ont généralement deux origines distinctes : une origine géométrique due à la modification significative de l'orientation des fils induite par les sollicitations [9], et une origine comportementale non-linéaire des constituants et notamment le rhéodurcissement des fibres thermoplastiques. Peu d'auteurs ont étudiés le comportement non-linéaire des constituants [10, 11, 12, 13, 14, 15]. Ici, nous étudions ces deux sources de non-linéarités sur le comportement global du matériau composite, associées à une microstructure textile de grande taille.

## 2 Présentation du matériau

### 2.1 Microstructure du matériau

Le composite considéré ici est un textile tridimensionnel (supposé périodique) imprégné d'une matrice de PVC. L'épaisseur de celui-ci est d'environ 9 mm. Le textile est composé de fibres de PET pour les fils de chaîne et de fibres de PA66 et de coton pour les fils de trame. La microstructure tissée a pu être identifiée à l'aide d'observations faites par microscopie optique de coupes transversales du composite. Le composite textile peut être regardé à trois échelles différentes, présentant ainsi trois niveaux principaux d'organisation. A l'échelle macroscopique, le composite est considéré comme un matériau continu homogène orthotrope (en première approximation). L'échelle mésoscopique voit la géométrie du tissu mais les fils sont considérés comme des matériaux continus homogènes orthotropes. La cellule représentative du Volume Élémentaire Représentatif (VER) correspond alors à celle périodique identifiée à l'aide des observations microscopiques (figure 1). Enfin, l'échelle microscopique considère les fils comme des matériaux fibreux. Ici, nous nous intéressons à l'échelle "clé" mésoscopique et ses implications à celle macroscopique. Nous avons donc étudié le passage entre les échelles mésoscopique et macroscopique et les fils ont été considérés comme homogènes.

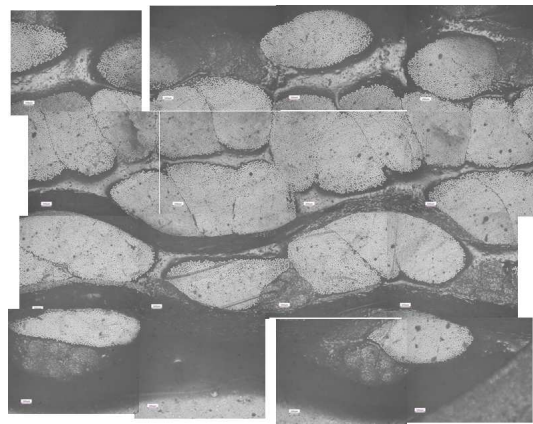


FIG. 1 – Coupe transversale du composite textile.

### 2.2 Propriétés mécaniques des constituants

On suppose le comportement des constituants (fils de chaîne, fils de trame et matrice) connu [16]. On dispose donc pour cette étude :

- du comportement isotrope transverse des fils. En fait, ici on néglige les variations de propriétés des fils induits par leur déformation propre [17] [18] ;
- du comportement isotrope de la matrice.

Plusieurs cas sont envisagés. Tout d'abord, un premier calcul est réalisé en considérant le comportement de tous les constituants (fils et matrice) comme élastique isotrope. Les modules d'Young retenus sont ceux mesurés lors des essais expérimentaux sur les différents constituants [16]. Le deuxième cas consiste à considérer le comportement des constituants comme élastique linéaire tout en prenant en compte le caractère isotrope transverse des fils. Les modules transverses ainsi que les modules de cisaillement sont obtenus par méthode inverse à l'aide des essais mécaniques réalisés sur le composite [16]. Ces modules sont faibles par rapport au module longitudinal des fils à cause de leur structure fibreuse. Un dernier cas est envisagé : celui qui tient compte du caractère comportemental non-linéaire des fils.

La rigidification des fils observée lors des essais de traction a été modélisée à l'aide d'une loi de comportement élastoplastique avec double écrouissage isotrope. La fonction seuil s'exprime telle que :

$$f(\boldsymbol{\sigma}, R) = J(\boldsymbol{\sigma}) - R \quad (1)$$

où  $R$  une variable scalaire définissant l'écrouissage isotrope du matériau telle que :

$$R = R_0 + Q(1 - e^{-bp}) + A(e^{Bp} - 1) \quad (2)$$

où désigne  $p$  la déformation plastique cumulée, et  $R_0, Q, b, A$  et  $B$  cinq paramètres matériaux à déterminer. Ces paramètres sont obtenus à l'aide de techniques d'optimisation à partir des résultats des essais de traction réalisés sur les fils.

L'ondulation des fils dans le textile, ainsi que la variation de ces ondulations, nécessitent de prendre correctement en compte leur comportement anisotrope. Plus précisément, si une déformation est appliquée dans la direction de la chaîne du tissu, les fils de chaîne ont tendance à s'aligner parallèlement à la direction de sollicitation tandis que l'ondulation des fils de trame augmente [18]. Les caractéristiques mécaniques des fils dans le repère de référence de la cellule doivent donc être régulièrement réactualisées par la réactualisation du repère local dans lequel sont exprimées ces caractéristiques. Pour cela, en chaque point de la fibre moyenne de chaque fil, l'angle de la tangente à cette fibre moyenne entre sa configuration actuelle et initiale, a été calculé. Cet angle, qu'on estime être le seul qui évolue parmi les trois angles d'Euler qui définissent la rotation du repère local dans le repère de référence, a ainsi été réactualisé à chaque pas de calcul. Il faut préciser que cette réactualisation de rotation n'est pas celle exacte du matériau qui est mise en évidence lors de la construction de la cinématique d'un milieu continu en grandes déformations. Mais, elle s'en rapproche.

### 3 Modélisation multiéchelle

#### 3.1 Objectifs de la modélisation multiéchelle

La procédure multiéchelles mise en oeuvre réalise le passage entre les échelles macroscopique et mésoscopique. L'étape d'homogénéisation de ce processus donne le comportement effectif (macroscopique) du composite à partir de la connaissance de la géométrie du tissu et de son évolution et du comportement des constituants. L'étape de localisation permet d'accéder aux champs locaux de contrainte et de déformation. Ces calculs permettent d'obtenir une meilleure compréhension des mécanismes locaux de déformation et ainsi de mieux comprendre et de simuler les mécanismes locaux d'endommagement. En effet, souvent l'endommagement n'est pas piloté par la valeur moyenne des contraintes ou des déformations mais bien par des valeurs atteintes localement [19] (concentrations importantes de contrainte ou de déformation induites par les ondulations).

#### 3.2 Homogénéisation périodique

Lorsque le milieu est périodique, le déplacement microscopique peut s'écrire comme la somme d'un champ périodique et d'un champ macroscopique :

$$\underline{u}(\underline{x}) = \underline{v}(\underline{x}) + \epsilon_{ij}^{\mu+1} \cdot \underline{x} \quad (3)$$

où  $\underline{v}$  est périodique, i.e.  $\underline{v}$  prend des valeurs égales sur des faces opposées de la cellule périodique,  $\underline{x}$  représente la coordonnée locale et  $\epsilon_{ij}^{\mu+1}$  le tenseur de déformation infinitésimale défini à l'échelle globale. Pour réaliser un calcul par éléments finis, les noeuds d'une face de la cellule périodique doivent se retrouver à la même position sur la face opposée. Cela signifie que le maillage des faces opposées doit être identique.

Considérons un objet qui est statistiquement homogène à l'échelle globale mais hétérogène à l'échelle microscopique. A l'échelle macroscopique, les équations du problème mécanique sont [20] :

$$\sigma_{ij}^{\mu+1} + \rho^{\mu+1} b_i^{\mu+1} = 0 \text{ dans } V^{\mu+1} \quad (4)$$

où l'exposant  $\mu + 1$  signifie que l'on se place à l'échelle globale,  $\sigma_{ij}^{\mu+1}$  est le tenseur des contraintes de Cauchy,  $\rho^{\mu+1}$  est la masse volumique de l'objet homogénéisé,  $b_i^{\mu+1}$  est le vecteur force de volume par unité de masse et  $V^{\mu+1}$  est le volume de l'objet à l'échelle globale.

$$\sigma_{ij}^{\mu+1} = \sigma_{ji}^{\mu+1} \text{ dans } V^{\mu+1} \quad (5)$$

$$\epsilon_{ij}^{\mu+1} = \frac{1}{2}(u_{i,j}^{\mu+1} + u_{j,i}^{\mu+1}) \text{ dans } V^{\mu+1} \quad (6)$$

$$\sigma_{ij}^{\mu+1}(t) = \Omega_{\tau=\infty}^{\tau=t} \{ \epsilon_{ij}^{\mu+1}(\tau) \} \text{ dans } V^{\mu+1} \quad (7)$$

où  $\Omega_{\tau=\infty}^{\tau=t} \{ \epsilon_{ij}^{\mu+1} \}$  est une fonctionnelle qui tient compte de l'histoire des sollicitations prenant en compte des effets tels que la viscoélasticité et qui est déterminée à partir des lois de comportement locales moyennées.

Si des conditions limites et initiales sont ajoutées aux équations précédentes alors le problème est correctement posé. De plus, une relation d'ordre doit exister entre les longueurs caractéristiques de la structure. La relation suivante doit être vérifiée :

$$d \ll l^\mu \ll l^{\mu+1}, l_\omega^{\mu+1} \quad (8)$$

où  $d$  désigne la taille caractéristique des hétérogénéités,  $l^\mu$  celle de la cellule périodique,  $l^{\mu+1}$  celle de la structure finale et  $l_\omega^{\mu+1}$  celle des fluctuations des sollicitations appliquées à la structure.

A l'échelle locale, les équations du problème sont :

$$\sigma_{ij}^{\mu} + \rho^{\mu} b_i^{\mu} = 0 \text{ dans } V^{\mu} \quad (9)$$

où l'exposant  $\mu$  signifie que l'on se place à l'échelle locale.

$$\sigma_{ij}^{\mu} = \sigma_{ji}^{\mu} \text{ dans } V^{\mu} \quad (10)$$

$$\epsilon_{ij}^{\mu} = \frac{1}{2}(u_{i,j}^{\mu} + u_{j,i}^{\mu}) \text{ dans } V^{\mu} \quad (11)$$

$$\sigma_{ij}^{\mu}(t) = \Omega_{\tau=\infty}^{\tau=t} \{ \epsilon_{ij}^{\mu}(\tau) \} \text{ dans } V^{\mu} \quad (12)$$

où la loi de comportement des constituants  $\Omega_{\tau=\infty}^{\tau=t} \{ \epsilon_{ij}^{\mu}(\tau) \}$  est connue a priori.

Afin de compléter la description du modèle multiéchelle, il est nécessaire d'établir des relations entre les échelles globales et locales. On peut ainsi écrire :

$$\epsilon_{ij}^{\mu+1} = \bar{\epsilon}_{ij}^{\mu} = \frac{1}{V^{\mu}} \int_{V^{\mu}} \epsilon_{ij}^{\mu} dV \quad (13)$$

$$\sigma_{ij}^{\mu+1} = \bar{\sigma}_{ij}^{\mu} = \frac{1}{V^{\mu}} \int_{V^{\mu}} \sigma_{ij}^{\mu} dV \quad (14)$$

## 4 Maillage de la cellule périodique et calcul parallèle

### 4.1 Maillage

Les outils usuels de maillage sont ici difficilement utilisables en raison de la grande complexité du motif de tissage. Aussi, on a eu recours à ceux développés par la Katholieke Universiteit Leuven [21, 7]. Ainsi, tout d'abord, un modèle géométrique a été créé dans le logiciel *WiseTex* : il nécessite des informations notamment sur le motif du tissu, la forme et les dimensions des fils, la taille du motif périodique. Ce modèle est ensuite transféré au logiciel *FETex* qui crée un fichier de commandes de maillage adapté au code de calcul par éléments finis *ANSYS*. Le maillage de la cellule périodique est alors réalisé avec *ANSYS*. Des conditions de périodicité sont imposées sur les différentes faces de la cellule. Le maillage ainsi obtenu est ensuite transféré vers le code de calculs par éléments finis *ZéBuLoN* [22] développé au sein de MINES ParisTech. C'est à l'aide du code *ZéBuLoN* que seront réalisés les calculs.

Au final, le maillage est constitué d'éléments linéaires tétraogonaux pour la matrice et hexagonaux et prismatiques pour les fils. Il contient 440 693 noeuds et 1 420 275 éléments (figure 2). Cette discrétisation induit un nombre de degrés de liberté (1 322 079) largement supérieur à ce que les ordinateurs usuels séquentiels sont capables d'accepter à l'heure actuelle. Le recours aux calculs parallèles via un cluster de calculs est donc indispensable.

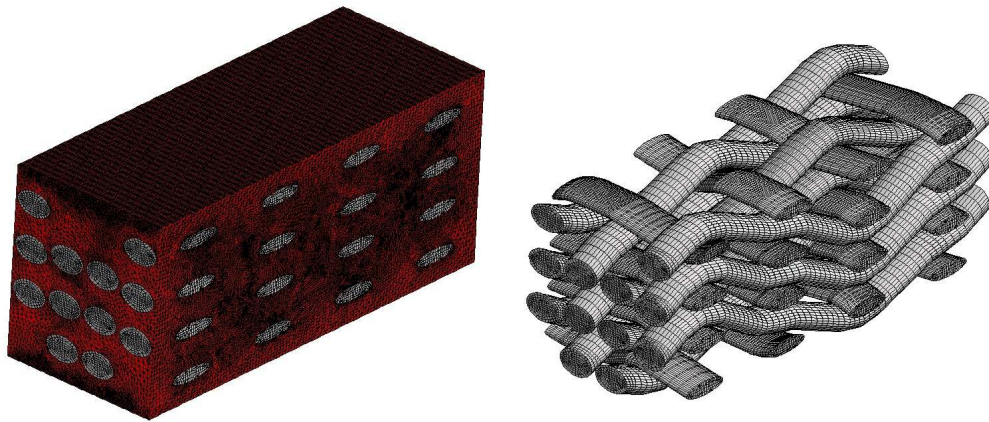


FIG. 2 – Maillage de la cellule périodique (à gauche) et du tissu (à droite).

## 4.2 Calcul parallèle

Plusieurs méthodes de calcul parallèle existent. Celle choisie utilise la décomposition en sous-domaines [23]. Elle consiste à diviser la discrétisation en plusieurs sous-domaines sans recouvrement et à attribuer la résolution du problème (complet) restreint à ce sous-domaine à un processeur. On peut montrer que chaque résolution indépendante sur chaque sous-domaine lorsqu'elle est réassemblée, conduit à des discontinuités aux interfaces des sous-domaines. Deux méthodes sont principalement utilisées pour traiter ces discontinuités : la méthode BDD (Balanced Domain Decomposition) et la méthode FETI (Finite Element Tearing and Interconnecting) [24]. La méthode BDD est une méthode primale consistant à déterminer les déplacements aux interfaces satisfaisant à l'équilibre de l'interface. Dans la méthode FETI, les efforts aux interfaces sont déterminés afin de satisfaire la compatibilité des déplacements à l'interface. C'est une méthode duale. C'est cette méthode qui est implémentée au sein de la version parallèle de *ZéBuLoN* du cluster de calcul du Centre des Matériaux de MINES ParisTech. Le nombre de degrés de liberté gérable par un processeur est de l'ordre de 150 000. Nous avons donc choisi de découper le maillage de la cellule représentative du VER en 10 sous-domaines (figure 3) nécessitant ainsi l'utilisation de 10 processeurs, soit 5 machines bi-processeurs.

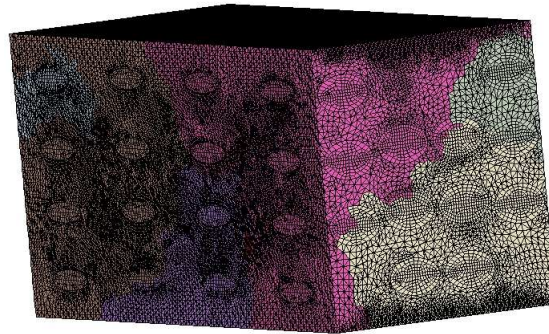


FIG. 3 – Décomposition en 10 sous-domaines du maillage de la cellule périodique.

## 5 Résultats et discussions

### 5.1 Homogénéisation et propriétés effectives

Les propriétés effectives, c'est-à-dire macroscopique du composite, ont pu être obtenues à l'aide du calcul multiéchelle. Par méthode d'identification inverse, cette étape d'homogénéisation doit permettre d'obtenir les propriétés mécaniques des fils difficilement accessibles expérimentalement (comportement transversal et en cisaillement) [16].

Dans un premier temps, les calculs ont été réalisés en faisant appel à l'hypothèse des petites déformations afin de déterminer les modules d'élasticité du composite dans les directions chaîne et trame. On obtient ainsi une assez bonne approximation des modules d'Young du comportement élastique linéaire.

La modélisation du comportement non linéaire du composite observé lors des essais de traction dans les directions chaîne et trame est plus complexe. Les deux sources de non linéarités évoquées dans l'introduction ont été étudiées. Tout d'abord, la prise en compte des variations des ondulations des fils lors de la déformation de la cellule périodique ont permis d'étudier les non linéarités d'origine géométrique : elles induisent une rigidification du matériau composite. La seconde source de non linéarités qui est liée au comportement non linéaires des fils a également été étudiée. Elle a été prise en compte en modélisant la rigidification observées sur les fils lors des essais de traction à l'aide d'une loi de comportement élastoplastique. Les résultats de ce calcul montrent que la prise en compte de ce type de non linéarité permet d'obtenir le même type de non linéarité au niveau macroscopique observé lors des essais de traction sur le composite.

### 5.2 Accès aux champs locaux

Le calcul multiéchelle réalisé donne accès également à des informations locales. En effet, les champs locaux de déformations et de contraintes ont pu être calculés. La figure 5 présente la distribution de la contrainte  $\sigma_{11}$  dans la cellule périodique et le tissu lorsqu'une déformation est appliquée dans la direction chaîne du matériau. Les contraintes  $\sigma_{11}$  se localise alors dans les fils de chaîne. En effet, ils représentent la phase rigide du composite. De

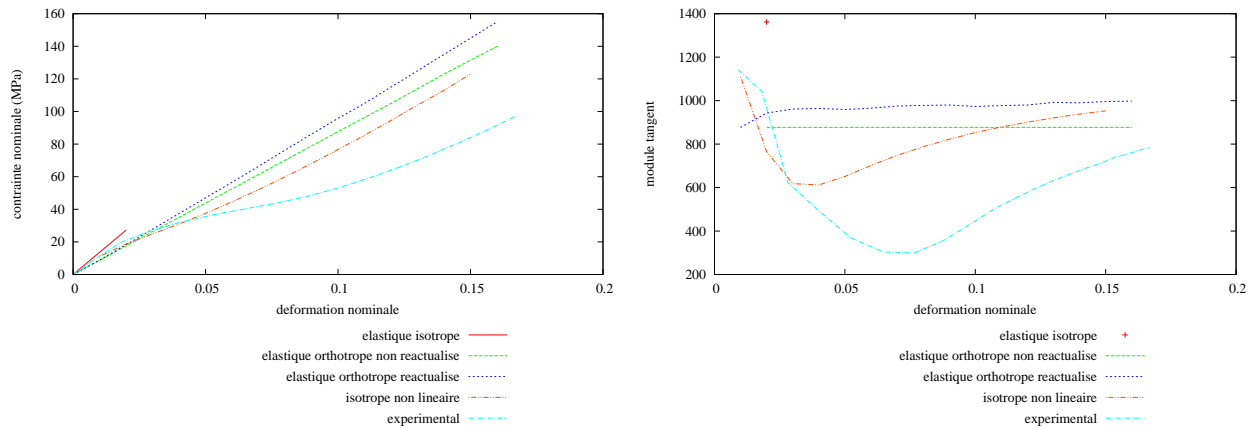


FIG. 4 – Comportement macroscopique du matériau hétérogène (à gauche) dans la direction chaîne et évolution du module tangent (à droite) en fonction de la déformation moyenne  $E_{11}$  imposée.

plus, des hétérogénéités de contraintes sont observées au sein des fils de chaînes. Elles peuvent être des sites privilégiés pour l'amorçage de l'endommagement.

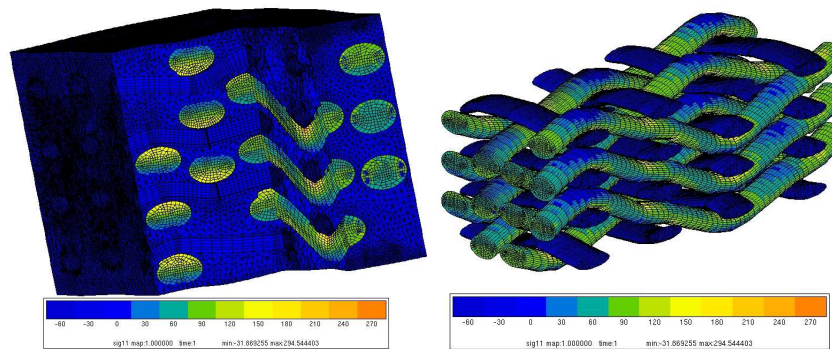


FIG. 5 – Distribution de la contrainte  $\sigma_{11}$  dans la cellule périodique (à gauche) et le tissu (à droite) après application d'une déformation longitudinale de 0,02 et un comportement élastique isotrope pour les constituants.

## 6 Conclusions

Une procédure d'analyse multiéchelle d'un composite textile a été mise en place. Elle se déroule en plusieurs étapes. Tout d'abord, la microstructure tissée du composite a été identifiée. La complexité du motif du tissu nous a conduit à utiliser le logiciel WiseTex pour la réalisation du maillage de la cellule périodique. Le nombre de degré de liberté étant très important, on a du faire appel au calcul parallèle pour la résolution du calcul par éléments finis. Les lois de comportement des constituants ont été identifiées à l'aide d'essais mécaniques mais également par méthode inverse. Les calculs d'homogénéisation ont permis d'étudier l'influence des sources de non-linéarités (géométriques et comportementales) observées sur le comportement du matériau composite. Enfin, l'accès aux champs locaux de déformations et de contraintes au sein de la cellule périodique a été rendu possible. De fortes hétérogénéités de ces champs ont été mises en évidence entre les différentes phases du composite. L'accès à ces champs locaux nous permettra d'étudier les mécanismes conduisant à l'endommagement puis à la rupture du matériau.

## Références

- [1] P. S. Shembekar N. K. Naik. Elastic behavior of woven fabric composites : I-lamina analysis. *J Compos Mater*, 26(15) :2196–2225, 1991.



- [2] P. S. Shembekar N. K. Naik. Elastic behavior of woven fabric composites : Ii-lamina analysis. *J Compos Mater*, 26(15) :2226–2246, 1991.
- [3] P. S. Shembekar N. K. Naik. Elastic behavior of woven fabric composites : Iii-lamina analysis. *J Compos Mater*, 26(17) :2522–2541, 1991.
- [4] T. W. Chou T. Ishikawa. Stiffness and strength behaviour of woven fabric composites. *J Mater Sci*, 17, 1982.
- [5] T. W. Chou T. Ishikawa. Elastic behaviour of woven woven hybrid composites. *J Compos Mater*, 16(1) :2–19, 1982.
- [6] C. Chapman J. D. Whitcomb, K. Srirengan. Evaluation of homogenization for global/local stress analysis of textile composites. *Compos Struct*, 31 :137–149, 1995.
- [7] S. V. Lomov et al. Meso-fe modelling of textile composites : Road map, data flow and algorithms. *Compos Sci Technol*, 67 :1870–1891, 2007.
- [8] J. Varna J. Bystrom, N. Jekabsons. An evaluation of different models for prediction of elastic properties of woven composites. *Composites : Part B*, 31 :7–20, 2000.
- [9] P. Boisse G. Hivet. Consistent mesoscopic mechanical behaviour model for woven composite reinforcements in biaxial tension. *Composites : Part B*, 39 :345–361, 2008.
- [10] D. E. Walrath A. C. Hansen, D. M. Blackketter. An invariant-based flow rule for anisotropic plasticity applied to composite materials. *J Appl Mech*, 58 :881–888, 1991.
- [11] C. T. Sun J. L. Chen. A plasticity potential function suitable for anisotropic fiber composites. *J Compos Mater*, 27 :1379–1390, 1993.
- [12] D. F. Adams M. Xie. A plasticity model for unidirectional composite materials and its applications in modelling composites testing. *Compos Sci Technol*, 54 :11–21, 1995.
- [13] D. F. Adams M. Xie. A nonlinear finite element analysis for composite materials. *Finite Elements in Analysis and Design*, 22 :211–223, 1996.
- [14] J. D. Whitcomb D. Goyal. Effect of fiber properties on plastic behavior of 2x2 biaxial braided composites. *Compos Sci Technol*, 68 :969–977, 2008.
- [15] X. Tang D. Goyal, J. D. Whitcomb. Validation of full 3d and equivalent tape laminate modeling of plasticity induced non-linearity in 2x2 braided composites. *Composites : Part A*, 39 :747–760, 2008.
- [16] B. Piezel L. Laiarinandrasana E. Mansour J. Renard A. Thionnet. Analyse experimentale d'un composite textile en vue d'une modelisation multiechelle. In *JNC 16*, 2009.
- [17] P. Badel E. Vidal-Salle E. Maire P. Boisse. Simulation and tomography analysis of textile composite reinforcement deformation at the mesoscopic scale. *Compos Sci Technol*, 68 :2433–2440, 2008.
- [18] A. Gasser P. Boisse S. Hanklar. Mechanical behaviour of dry fabric reinforcements. 3d simulations versus biaxial tests. *Comput Mat Sci*, 17 :7–20, 2000.
- [19] S. Forest. *Milieux continus generalises et materiaux heterogenes*. Les Presses Mines ParisTech, 2006.
- [20] Y. R. Kim F. V. Souza, D. H. Allen. Multiscale model for predicting damage evolution in composites due to impact loading. *Compos Sci Technol*, 68 :2624–2634, 2008.
- [21] S. V. Lomov I. Verpoest. Virtual textile composites software *WiseTex* : Integration with micro-mechanical, permeability and structural analysis. *Compos Sci Technol*, 65 :2563–2574, 2005.
- [22] R. Foerch J. Besson. Large scale object oriented finite element code design. *Comput Methods Appl Mech Engrg*, 142 :165–187, 1997.
- [23] D. J. Rixen P. Gosselet, C. Rey. On the initial estimate of interface forces in feti methods. *Comput Methods Appl Mech Engrg*, 192 :2749–2764, 2003.
- [24] F. X. Roux C. Farhat. A method of finite element tearing and interconnecting and its parallel solution algorithm. *Int J Num Meth Eng*, 32 :1205–1227, 1991.