HAL
open science

Étude de l'influence des fluctuations morphologiques microscopiques sur le comportement élastique transverse de composites unidirectionnels

Jennifer Blondel, Sébastien Joannès, Eveline Hervé-Luanco

To cite this version:

Jennifer Blondel, Sébastien Joannès, Eveline Hervé-Luanco. Étude de l'influence des fluctuations morphologiques microscopiques sur le comportement élastique transverse de composites unidirectionnels. JNC 21 - 21èmes Journées Nationales sur les Composites, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers (ENSAM) - Bordeaux, Jul 2019, Bordeaux, Talence, France. hal-02420775

HAL Id: hal-02420775

https://hal.science/hal-02420775v1

Submitted on 20 Dec 2019

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.

Étude de l'influence des fluctuations morphologiques microscopiques sur le comportement élastique transverse de composites unidirectionnels

Study of the influence of microscopic morphological fluctuations on the transverse elastic behavior of unidirectional composites

J. Blondel[1,2], S. Joannès[1] et E. Hervé-Luanco[3,1]

1 : MINES ParisTech, PSL
Research University, MAT
Centre des Matériaux, CNRS UMR 7633
BP 87, 91003 Evry Cedex, France
e-mail : jennifer.blondel@mines-paristech.fr et sebastien.joannes@mines-paristech.fr

2 : Manufacture Française des Pneumatiques Michelin
23 Place des Carmes Déchaux
63040 Clermont Ferrand Cedex 9, France

3 : Université de Versailles, Saint-Quentin en Yvelines
45 Avenue des Etats-Unis
F-78035 Versailles Cedex, France
e-mail : eveline.herve@mines-paristech.fr

Résumé

Cet article présente un modèle analytique micromécanique amélioré permettant de prédire les propriétés élastiques transverses des matériaux composites unidirectionnels (UD). Contrairement aux propriétés longitudinales, les propriétés effectives transverses dépendent beaucoup de la répartition spatiale des fibres. Le modèle présenté ici permet de prendre en compte l'effet des fluctuations morphologiques locales, principalement induites par les distributions aléatoires des fibres, sur les propriétés transverses effectives. Pour cela, un modèle Auto-Cohérent Généralisée (ACG) "à *n* phases" a été étendu avec une approche par Motifs Morphologiques Représentatifs (MMR). À titre d'exemple d'application, un modèle à deux motifs de deux phases a été combiné à des données expérimentales de la littérature (méthodes par ultrasons) pour explorer la capacité prédictive globale du modèle. La méthode proposée couvre une gamme complète de fractions volumiques de fibres avec des fibres qui peuvent se regrouper. Des solutions analytiques basées sur deux paramètres morphologiques (qui s'ajoutent à la fraction volumique en fibres du composite) sont fournies pour prédire le module de cisaillement transverse et le module de compressibilité plan de tout matériau composite UD. Ces deux modules sont liés l'un à l'autre. Des calculs analytiques très simples rendent les études paramétriques possibles moins coûteuses que les caractérisations numériques ou expérimentales.

Abstract

This paper presents an enhanced micromechanical analytical model to predict the transverse elastic properties of unidirectionnal (UD) composite materials. Unlike the elastic longitudinal constants, the transverse effective properties does depend on the spatial fibre distribution. This model allows to take into account the effect of local morphological fluctuations, mainly induced by random fibre arrangements, on the effective transverse properties. For that purpose, a "*n*-phase" Generalized Self consistent Scheme (GSCS) has been extended by using a Morphologically Representative Pattern (MRP) approach. As an example, a two bi-phasic pattern-based model is combined with some recent data of the literature (ultrasonic methods) to explore the broad predictive ability of the model. A full range of fibre volume fractions with fibre packing effects can be covered by the proposed method. Analytical solutions based on two morphological parameters (to which is added the overall volume fraction of fibers) are provided to predict the *transverse shear modulus* and the *transverse bulk modulus* of any UD composite material. The two moduli are shown to be linked together. Very simple analytical calculations make possible parametric studies less expensive than numerical or experimental characterizations.

Mots Clés : Modèle micromécanique, Modèle Auto-Cohérent Généralisé, Fluctuations morphologiques, Approche par motifs, Composites renforcés par des fibres

Keywords : Micromechanical model, Generalized Self Consistent Scheme, Fluctuations of morphology, Patterns approach, Fiber reinforced composites

1. Introduction

Pour répondre au défi environnemental croissant dans l'industrie automobile (réduction des émissions de CO_2 par exemple), les matériaux composites représentent un atout majeur grâce à leur modularité microstructurale et multi-échelle. Afin d'allier performances, faible masse et durabilité, les composites UD renforcés par des fibres continues sont une bonne alternative aux métaux habituellement utilisés. En raison de leur anisotropie intrinsèque, les matériaux composites peuvent présenter une forte dépendance vis-à-vis de la direction dans laquelle les charges sont appliquées. Pour concevoir des structures efficaces, les ingénieurs doivent caractériser et prévoir la réponse des matériaux en déformation dans toutes les directions dans lesquelles les charges peuvent survenir. Cependant, tester la viabilité de ces matériaux dans un processus industriel peut être long et coûteux. Afin de déterminer les propriétés effectives de composites UD, des essais mécaniques sont réalisés, couplés à des essais "virtuels" numériques. L'obtention des propriétés longitudinales (dans le sens de la fibre) est assez simple et performante contrairement à celle des propriétés transverses (dans cette étude, les modules de cisaillement et de compressibilité plan effectif μ_{23}^{eff} et k_{23}^{eff}) qui est l'une des plus compliquée avec une incertitude sur le résultat assez élevée. Expérimentalement, cela vient de l'impossibilité d'obtenir ces modules directement par les essais couramment utilisés. Numériquement, il s'avère que les modules transverses sont fortement influencés par l'arrangement des fibres à l'échelle microscopique. C'est pourquoi une modélisation micromécanique "réaliste" est nécessaire pour comprendre l'influence de la microstructure sur les propriétés mécaniques.

Dans ce travail, un modèle micromécanique amélioré est développé. Il offre une méthode rapide et peu coûteuse permettant de prendre en compte (autant que possible) la microstructure réelle d'un matériau composite UD. Cela est possible par l'intermédiaire de seulement deux paramètres qui viennent s'ajouter à la fraction volumique globale en fibres, déjà utilisée comme unique paramètre (hormis les propriétés matériau) dans les modèles analytiques classiques. Dans ce but, le modèle "n-phase" [1] est couplé à l'approche par Motifs Morphologiques Représentatifs [2] afin de prendre en compte les fluctuations morphologiques locales dans la prédiction du comportement linéaire élastique transverse d'un composite UD multi-phasés. Les équations solution du problème sont données et apparaissent couplées entre elle. Une méthode de résolution par itération a été utilisée. Le modèle a été développé dans le cas général de N_λ motifs à n_λ phases par motif. Un premier exemple d'application a été étudié avec l'extension du modèle au cas particulier ici de deux motifs à deux phases chacun soumis à des conditions homogènes à l'infini (voir figure (1)). Ce modèle dépend de trois paramètres morphologiques f, m et c qui sont respectivement la fraction volumique globale en fibres, la fraction volumique en motif "direct" et la fraction volumique en fibres dans le motif "direct". Le modèle permet de prendre en compte une large gamme de microstructures. La sensibilité des paramètres est étudiée grâce à deux exemples d'étude expérimentale issus de la littérature. La démarche pour déterminer les paramètres du modèle correspondant à une microstructure particulière a ensuite été détaillée. Le comportement effectif de microstructures virtuelles (générées aléatoirement) a été déterminé par des calculs par Éléments Finis et comparé aux résultats du modèle afin de vérifier la conformité de ces derniers.
La finalité de ce modèle est de pouvoir quantifier l'influence de la fluctuation morphologique microscopique sur le comportement effectif d'unidirectionnels sans simulations numériques fastidieuses. Le modèle général développé ici devrait permettre d'étudier d'autres types de matériaux composites UD comme les composites hybrides où plusieurs types de fibres peuvent être utilisés en même temps par exemple.

2. Développement d'un modèle Auto-Cohérent Généralisé à 2 motifs et 2 phases chacun

Le modèle ACG "n-phase" [1] est ici couplé à l'approche par motifs MMR [2] afin de prendre en compte les fluctuations morphologiques locales des microstructures de matériaux composites UD linéaires élastiques multi-phasés. Le modèle a été inspiré par trois papiers, [3] qui a initié une telle

approche mais dans le cas de motifs morphologiques sphériques (extension des *Composite Sphere Assemblage* de Hashin) et [4, 5] qui ont préalablement appliqué la même approche au cas des phénomènes de transports dans des composites à fibres continues. Le modèle présenté ici consiste en une extension du modèle "n-phase", basé sur la résolution du problème d'inclusions cylindriques plongées dans une matrice infinie [1] soumise à des conditions homogènes (pression hydrostatique ou cisaillement transverse $\underset{\sim}{\varepsilon}^0$), à un modèle basé sur l'utilisation de deux motifs (ici inverses l'un de l'autre) plongés chacun dans une matrice infinie soumise au même type de conditions homogènes. Pour $i \in [1, 2]$, la phase (i) a un rayon interne $R_{i-1\,\lambda}$ et un rayon externe $R_{i\,\lambda}$ avec $\lambda \in [1, 2]$. $(k_{23}^{(i)}, \mu_{23}^{(i)})$ sont respectivement le module de compressibilité plan et le module de cisaillement transverse de la phase (i).

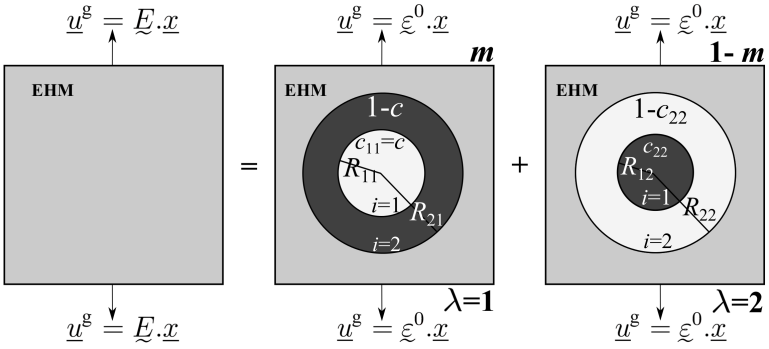

Fig. 1. Deux motifs morphologiques représentatifs.

Les paramètres présentés sur la figure (Fig. 1) sont liés par les relations suivantes :

$$\begin{cases} f_1 = f = mc + (1 - c_{22})(1 - m) \\ f_2 = 1 - f \\ \dfrac{R_{11}^2}{R_{21}^2} = c \\ \dfrac{R_{12}^2}{R_{22}^2} = c_{22} \\ c_{22} = \dfrac{(1 - f) + m(c - 1)}{1 - m} \end{cases} \qquad \text{(Eq. 1)}$$

La fraction volumique globale en fibres est f. Le premier motif ($\lambda = 1$) est appelé motif "direct", la fibre est au coeur du motif ($i = 1$) et la fraction volumique de ce motif est m. Le second motif ($\lambda = 2$) est quant à lui appelé motif "inverse" et la fibre ($i = 2$) entoure maintenant la zone du motif constitué par de la matrice. Ce second motif permet de prendre en compte les fluctuations morphologiques locales causées par le regroupement des fibres.

Tous les détails du développement du modèle sont dans [6].

Le module de compressibilité transverse effectif k_{23}^{eff} et le module de cisaillement transverse effectif μ_{23}^{eff} sont définis par :

$$\begin{cases} k_{23}^{\text{eff}} = \sum_{i=1}^{2} f_i k_{23}^{(i)} A_i & \text{quand une pression hydrostatique est imposée à l'infini} \\ \mu_{23}^{\text{eff}} = \sum_{i=1}^{2} f_i \mu_{23}^{(i)} A_i & \text{quand un cisaillement transverse est imposé à l'infini} \end{cases} \qquad \text{(Eq. 2)}$$

où A_i est le tenseur de localisation en déformation de la phase (i).

Finalement k_{23}^{eff} s'exprime de la manière suivante :

$$k_{23}^{\text{eff}} = \frac{A\mu_{23}^{\text{eff}} + B}{C\mu_{23}^{\text{eff}} + D} \tag{Eq. 3}$$

où les constantes A, B, C et D dépendent uniquement de :

— la fraction volumique globale en fibres, f,
— la fraction volumique en fibres dans le motif "direct", c,
— la fraction volumique du motif "direct", m,
— et des modules de compressibilité et de cisaillement de chaque phase, respectivement $k_{23}^{(i)}$ et $\mu_{23}^{(i)}$.

μ_{23}^{eff} est donné par :

$$\mu_{23}^{\text{eff}} = \frac{\sum_{i=1}^{2} f_i \mu_{23}^{(i)} \sum_{\lambda=1}^{2} m_\lambda \left(\frac{P_\lambda^i(\mu_{23}^{\text{eff}})}{M_\lambda(\mu_{23}^{\text{eff}})} \right)}{\sum_{i=1}^{2} f_i \sum_{\lambda=1}^{2} m_\lambda \left(\frac{P_\lambda^i(\mu_{23}^{\text{eff}})}{M_\lambda(\mu_{23}^{\text{eff}})} \right)} \tag{Eq. 4}$$

où P_λ^i est une fonction linéaire de μ_{23}^{eff} et M_λ est une fonction quadratique de μ_{23}^{eff} :

$$\begin{cases} M_\lambda(\mu_{23}^{\text{eff}}) &= A_\lambda {\mu_{23}^{\text{eff}}}^2 + B_\lambda \mu_{23}^{\text{eff}} + C_\lambda \\ P_\lambda^i(\mu_{23}^{\text{eff}}) &= D_\lambda^i \mu_{23}^{\text{eff}} + E_\lambda^i \end{cases} \tag{Eq. 5}$$

avec A_λ, B_λ, C_λ, D_λ^i et E_λ^i dépendant de f, c, m, $k_{23}^{(i)}$ et $\mu_{23}^{(i)}$. On peut remarquer que les deux modules sont liés ensemble à travers les constantes A_λ et B_λ qui dépendent de k_{23}^{eff}. Les résultats analytiques donnés par la suite sont calculés grâce aux équations (Eq. 3) et (Eq. 4).

3. Sensibilité des paramètres pour des exemples réels

3.1. Résultats expérimentaux

Dans la littérature, peu de résultats expérimentaux donnent les modules de cisaillement et de compressibilité transverses effectifs. Quand des essais mécaniques sont menés, ces deux modules sont obtenus grâce à d'autres modules par une méthode indirecte et lorsque ces modules sont finalement donnés, l'incertitude sur les résultats est telle qu'elle rend les résultats quasiment inexploitables. D'autres techniques alternatives ont été utilisées pour calculer les modules effectifs de composites UD. Il s'agit de techniques par ultrasons développées depuis les années 1970 et initiées par [7] et [8]. Leur principe est basé sur la propagation des ondes ultrasonores à travers un échantillon et la vitesse de phase de ces ondes planes qui se propagent est mesurée. Un exemple utilisant la technique à ultrasons pour mesurer les constantes élastiques (qui donnent les modules élastiques du composite verre-époxy étudié) a été utilisé ici afin de tester la sensibilité des trois paramètres morphologiques du modèle, f, m et c. Les données et les résultats sont ceux de [9] et sont respectivement résumés dans les tableaux (Tab. 1) et (Tab. 2). La notation GHW fait référence à ces auteurs. Dans l'article [9], quelques modules élastiques ont été mesurés et les auteurs indiquent que la précision de la méthode est typiquement de quelques pour cent. Le module de compressibilité transverse effectif n'est pas donné mais il est possible de le calculer d'après l'équation suivante :

$$k_{23}^{\text{eff}} = \frac{E_{22}^{\text{eff}}}{2\left(1 - \nu_{23}^{\text{eff}} - 2\,\frac{E_{22}^{\text{eff}} {\nu_{12}^{\text{eff}}}^2}{E_{11}^{\text{eff}}}\right)} \tag{Eq. 6}$$

Tab. 1. Données matériaux : module d'Young et coefficient de Poisson des fibres de verre et de la matrice époxy 913 d'après [9]

Propriété	**Notation [Unité]**	**Valeur**
Fraction volumique globale en fibres	f^{GHW} [-]	0.54 ± 0.01
Module d'Young de la fibre	$E_{\mathrm{f}}^{\mathrm{GHW}}$ [GPa]	72.5
Coefficient de Poisson de la fibre	$\nu_{\mathrm{f}}^{\mathrm{GHW}}$ [-]	0.2
Module d'Young de la matrice	$E_{\mathrm{m}}^{\mathrm{GHW}}$ [GPa]	5.32
Coefficient de Poisson de la matrice	$\nu_{\mathrm{m}}^{\mathrm{GHW}}$ [-]	0.365

Tab. 2. Constantes élastiques déterminées par la technique ultrasonore de [9]

Modules élastiques	**Résultats [Unité]**
μ_{23}^{eff}	6.07 [GPa]
E_{11}^{eff}	41.5 [GPa]
E_{22}^{eff}	17.1 [GPa]
ν_{12}^{eff}	0.316 [-]
ν_{23}^{eff}	0.391 [-]

Finalement :

$$\begin{cases} k_{23}^{\mathrm{eff}} \text{ (GHW moyen)} & = 16.23 \text{ GPa} \\ \mu_{23}^{\mathrm{eff}} \text{ (GHW moyen)} & = 6.07 \text{ GPa} \end{cases} \tag{Eq. 7}$$

3.2. Résultats du modèle

Avec les données matériaux du tableau (Tab. 1) et grâce à une procédure d'itération sur les équations du modèle données précédemment avec f étant fixé à 0.54, il est possible de faire varier m et c sur toute leur plage de variation possible (voir équations (Eq. 8) et (Eq. 9) données dans [5]) et trouver dans chaque cas tous les modules de compressibilité et de cisaillement transverses effectifs.

$$m \geq \frac{1}{2} + |f - \frac{1}{2}| \tag{Eq. 8}$$

$$0 \leq c_{min} = 1 + \frac{f-1}{m} < c < c_{max} = \frac{f}{m} \leq 1 \tag{Eq. 9}$$

Les résultats suivants ont été obtenus :

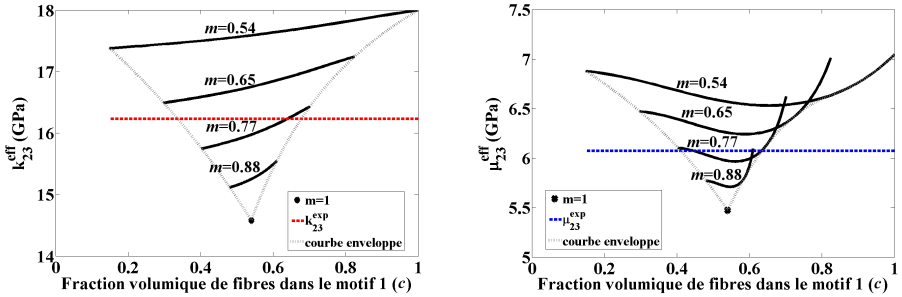

Fig. 2. Résultats analytiques comparés aux données expérimentales de Gusev et al. [9]

La plage de variation des deux modules effectifs apparaît être très large (jusqu'à 4 GPa) et dépend fortement des deux paramètres m et c du modèle. Les résultats expérimentaux sont ici parfaitement capturés par notre modèle (la ligne pointillée bleue ou rouge de [9] traverse bien nos courbes). Il est important de noter que le point le plus bas sur nos courbes (où m=1) représente l'unique résultat du modèle ACG ("three-phase model" de [10]) et que les résultats expérimentaux sont assez loin de ce point. L'intérêt de notre modèle est de pouvoir prédire des valeurs de modules plus proches des valeurs expérimentales grâce à nos deux paramètres m et c.

4. Recherche des couples (m, c)

4.1. Existence de couples solution

La figure (Fig. 2) montre qu'il existe des couples (m, c) solution correspondant aux résultats expérimentaux. La question qui s'est alors posée a été de savoir s'il existe un ou plusieurs couples (m, c) permettant de prédire en même temps les deux modules de compressibilité et de cisaillement transverse effectif.
Une méthode inverse a pour cela été utilisée avec les résultats de la figure (Fig. 2). m est fixé, toutes les valeurs de c possibles sont testées, les intersections de la courbe noire (résultat du modèle) avec la ligne bleue (μ_{23}^{eff}) ou rouge (k_{23}^{eff}) pointillée (valeur cible) sont notées, et cela pour chaque incrément de valeur de m. Chaque intersection donne un couple (m, c) qui a été représenté sur la figure (Fig. 3) :

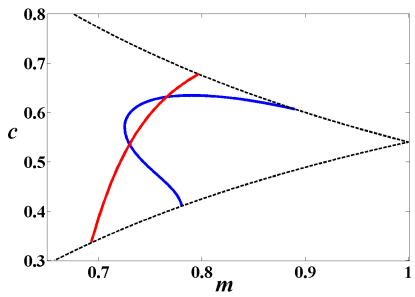

Fig. 3. Méthode inverse donnant (m, c) pour les données et résultats de Gusev et al. [9]

Les courbes bleue et rouge se coupent en deux points entrainant que deux couples solution permettent de trouver analytiquement, en même temps, les résultats expérimentaux pour les deux modules de compressibilité et de cisaillement transverses effectifs. Il faut maintenant réussir à déterminer les couples (m, c) solution.

4.2. Détermination des couples solution

L'idée est de supposer que les paramètres de notre modèle m et c sont des paramètres purement géométriques. Si tel est le cas, ils ne dépendent que de l'organisation des fibres au sein du matériau

composite ce qui entrainera des zones plus ou moins denses en fibres et donc des zones de matrice confinée lorsque les fibres se regroupent en amas. Si nos paramètres sont géométriques, une méthode par analyse d'image peut être déployée afin de les déterminer à partir d'une image représentative de la microstructure du composite UD étudié.
Pour prouver que m et c sont purement géométriques, il nous a fallu faire varier le comportement à savoir le contraste $R_\mu \in [10^1, 10^5]$ entre le module de cisaillement transverse de la matrice et celui de la fibre ou $R_k \in [10^1, 10^5]$, le contraste entre le module de compressibilité transverse de la matrice et celui de la fibre ou encore les coefficients de Poisson de la fibre $\nu_f \in [0.1, 0.4]$ ou de la matrice $\nu_m \in [0.1, 0.4]$.
Une série d'images a été générée grâce à l'outil développé par [11] avec une répartition aléatoire des fibres pour une fraction volumique en fibres de 60% comme dans la figure (Fig. 4). Davantage de détails sur la détermination des couples solution ainsi que les résultats pour les autres fractions volumiques en fibres sont dans [12].

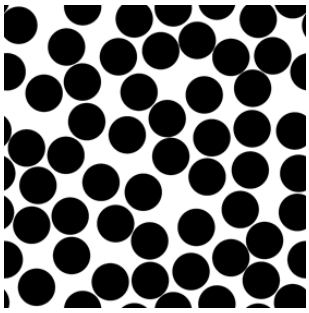

Fig. 4. Exemple d'image générée à 60% de fibres

La méthode des Éléments Finis a été utilisée pour pouvoir déterminer le comportement effectif transverse des microstructures étudiées lors de contraste très élevé entre les modules transverses des différentes phases (voir [13]). Une fois tous les résultats obtenus, à savoir tous les modules de cisaillement ou de compressibilité transverse effectif pour chaque jeu de paramètres, ces mêmes modules ont été calculés avec le modèle analytique développé pour tous les cas évoqués précédemment. Un seul cas est maintenant présenté afin d'illustrer la démarche. Ce cas correspond à des images avec un taux de fibre de f=60% et les valeurs de modules trouvées pour ces images de microstructures ont été obtenues par Éléments Finis. ν_m et ν_f ont été fixés respectivement à 0.4 et 0.2. Les courbes solution c en fonction de m ont ensuite été tracées en utilisant la méthode inverse décrite précédemment avec les résultats numériques. Le résultat pour deux contrastes R_μ donnés (10^2 à gauche et 10^5 à droite) est représenté sur la figure (Fig. 5).

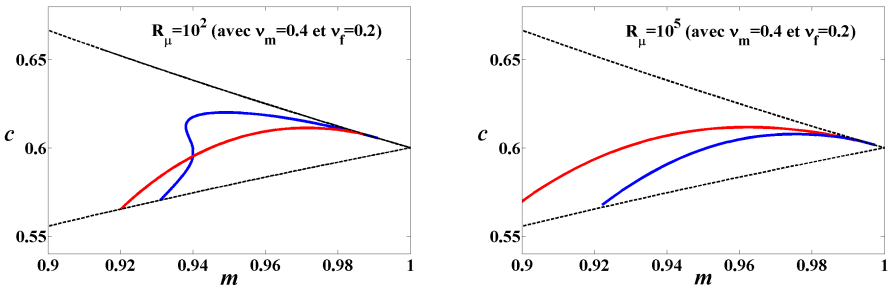

Fig. 5. Recherche des couples (m, c) à des contrastes R_μ différents à 60% de fibres

Il est important de noter que deux couples solution existent encore ici mais que l'un des points bouge en fonction du contraste R_μ et converge vers le second (vers les fortes valeurs de m, quasiment 1). Puisque les couples (m, c) dépendent du comportement des matériaux, il s'agit maintenant d'essayer

de trouver un couple “optimal” permettant de minimiser l’erreur entre le résultat du modèle analytique développé et la valeur cible (ici calculée par Éléments Finis), et ce dans tous les cas de contrastes et de propriétés.
Un calcul d’erreur noté S est effectué entre le résultat du modèle analytique et la valeur cible du calcul selon l’équation (Eq. 10). Pour ce calcul, nous faisons l’hypothèse que c=f=0.54 (la raison de cette hypothèse et sa validation se trouve dans [12]) et nous faisons varier m sur toute sa plage de valeurs possibles d’après l’équation (Eq. 8).

$$S = \sum_{R_\mu \in [10^1;10^5]} \sum_{\nu_m \in [0.1;0.4]} \sqrt{(\varepsilon_k)^2 + (\varepsilon_\mu)^2} \qquad \text{(Eq. 10)}$$

où

$$\begin{aligned} \varepsilon_k &= \frac{k_{\text{modèle}} - k_{\text{EF}}}{k_{\text{EF}}} \\ \varepsilon_\mu &= \frac{\mu_{\text{modèle}} - \mu_{\text{EF}}}{\mu_{\text{EF}}} \end{aligned} \qquad \text{(Eq. 11)}$$

Pour une fraction volumique de 60% le résultat du calcul de l’erreur S (qui dépend de m) est représenté sur la figure (Fig. 6) et conduit à une valeur optimisée $m_{\text{optimisé}}$=0.932 et donc un couple (m, c) = $(0.932, 0.54)$.

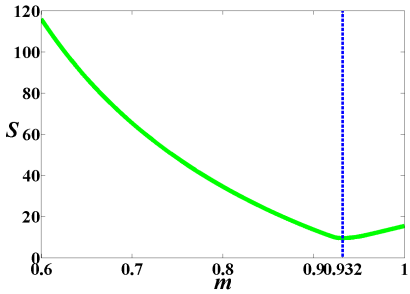

Fig. 6. Résultat du calcul d’erreur S à 60% de fibres

L’erreur de notre modèle analytique avec le $m_{\text{optimisé}}$ trouvé nous donne une erreur beaucoup plus faible (<4%) que le modèle ACG (m = 1) pour les deux modules transverses effectifs par rapport aux résultats numériques. Cette erreur reste faible quel que soit le contraste choisi. Nos résultats montrent que l’erreur reste tout aussi faible quelle que soit la valeur de ν_m et que ν_f n’influence pas le résultat.

5. Conclusion

Cette étude propose un modèle analytique pour déterminer le comportement transverse de matériaux composites unidirectionnels qui puisse prendre en compte l’effet de fluctuations morphologiques. Ce modèle dépend de deux paramètres (m, c) et il a été prouvé qu’il existe un couple $(m_{\text{optimisé}}, c)$ qui est quasi-indépendant du comportement des phases pour un type de microstructure donné. Ces paramètres peuvent donc être considérés comme purement géométriques. Pour un autre type de microstructures ces paramètres doivent être à nouveau déterminés et leur caractère purement géométrique fait qu’il est surement possible de les déterminer grâce à une procédure d’analyse d’image. Des descripteurs morphologiques pertinents comme par exemple la covariance devraient répondre à la question. Ce travail est en cours actuellement.

Remerciements

Cette étude fait partie d'un programme soutenu par la société Michelin (France).
Les auteurs remercient R. Bruant et A. Mbiakop-Ngassa pour les échanges fructueux au cours de ce travail.

Références

[1] E. Hervé, A. Zaoui « Elastic behaviour of multiply coated fibre-reinforced composites », *Int. J. of Engng Science* Vol. 33, pp. 1419–1433, 1995.

[2] M. Bornert, C. Stolz, A. Zaoui « Morphologically representative pattern based bounding in elasticity », *J. Mech. Phys. Sol.* Vol. 44 n° 3, pp. 307–330, 1996.

[3] V. Marcadon, E. Herve, A. Zaoui « Micromechanical modeling of packing and size effects in particulate composites », *Int. J. Sol. Structures* Vol. 44, pp. 8213–8228, 2007.

[4] E. Hervé-Luanco, S. Joannes « Multiscale modelling of transport phenomena for materials with n-layered embedded fibres. Part I : Analytical and numerical-based approaches », *Int. J. Sol. Structures* Vol. 97-98, pp. 625–636, 2016.

[5] S. Joannes, E. . Hervé-Luanco « Multiscale modelling of transport phenomena for materials with n-layered embedded fibres. Part II : Investigation of fibre packing effects », *Int. J. Sol. Structures* Vol. 97-98, pp. 566–574, 2016.

[6] J. Blondel, S. Joannès, E. Hervé-Luanco « Multiscale modelling of the effect of the fluctuations of morphology on the elastic transverse behaviour of fibre reinforced composites », *To be submitted* .

[7] M. F. Markham « Measurement of the elastic constants of fibre composites by ultrasonics », *COMPOSITE* , pp. 145–149, 1970.

[8] J. Zimmer, J. Cost « Determination of the elastic constants of an unidirectional fiber composite using ultrasonic velocity measurements », *J. Acoust. Soc. Am* Vol. 47, pp. 795–803, 1970.

[9] A. Gusev, P. Hine, I. Ward « Fiber packing and elastic properties of transversely random unidirectional glass/epoxy composite », *Composite Science Technology* Vol. 60, pp. 535–541, 2000.

[10] R. M. Christensen, K. H. Lo « Solutions for the effective shear properties in three phase sphere and cylinder models », *J. Mech. Phys. Sol.* Vol. 27, pp. 315–330, 1979.

[11] P. Poulet « Effet de la variabilité microstructurale sur le comportement d'un composite UD verre/PA11 : de la caractérisation expérimentale à la modélisation multi-échelle », Ph.D. thesis, ENSMP, 2017.

[12] J. Blondel, S. Joannès, E. Hervé-Luanco « Determination of the parameters of a particular Generalized Self Consistent Scheme taking into account some morphological fluctuations of the distribution of fibers in a UD », *To be submitted* .

[13] S. Joannès, E. Hervé-Luanco « Global and local comparisons between different predictions of the effective behaviour of unidirectional composites », *To be submitted* .