

Méthode de calcul multi-échelle pour la prédiction de l'apparition des contraintes résiduelles dans le procédé d'empilement par soudage et consolidation en continu

Lemarchand F.*, Beauchêne P.*, Boust F.*, Laine B.* & Chinesta F.**

*DMSC (Département Matériaux et Systèmes Composites)

ONERA, BP 72, F-92322 Châtillon Cedex

e-mail : francois.lemarchand@onera.fr

pierre.beauchene@onera.fr

fabrice.boust@onera.fr

bertrand.laine@onera.fr

**LMSP (Laboratoire de Mécanique des Systèmes et des Procédés)

UMR CNRS-ENSAM-ESEM, Ecole Nationale Supérieure d'Arts et Métiers– F-75013 PARIS Cedex

e-mail : francisco.chinesta@paris.ensam.fr

Résumé :

Le procédé d'empilement par soudage et consolidation en continu est un procédé prometteur utilisé dans l'industrie aéronautique pour fabriquer des pièces de grande taille. Dans les conditions standard d'élaboration, les pièces réalisées par ce type de procédé sont le siège d'importantes contraintes résiduelles. Le manque de connaissances sur l'origine et le développement des contraintes résiduelles est un frein important à la validation industrielle de ce procédé. On propose dans cette étude de développer une méthode de calcul multi-échelle permettant d'évaluer la formation des contraintes résiduelles au cours du procédé. Cette méthode, basée sur l'utilisation de la méthode des « éléments naturels » et de la méthode de Karhunen-Loeve, prend en compte l'évolution des propriétés thermomécaniques du matériau au cours du procédé, qui est facteur prépondérant dans la formation des contraintes résiduelles.

Abstract :

On-line consolidation process is a promising non-autoclave technique to design large size parts in aeronautical industry. Residual stress growth during the process is locking significantly the process validation. In this paper, we present a multi-scale modeling based on the Constrained Natural Element method and on the Karhunen-Loeve method which allows to evaluate residual stress growth. The method allows to take into account the thermomechanical properties evolution of the material during the process, which is a dominating factor in residual stress development.

Mots-clefs :

Calcul multi-échelle ; Méthodes d'homogénéisation ; Soudage

1 Introduction

La fabrication de composites thermoplastiques par le procédé d'empilement par soudage et consolidation en continu est un procédé en cours de validation dans l'industrie aéronautique. Dans ce procédé, le composite est assemblé progressivement par assemblage par fusion locale d'une nouvelle couche de préimprégné sur la précédente en chauffant les deux surfaces juste avant contact et en appliquant une pression (Lamèthe (2004)). Dans les conditions standard d'élaboration, les pièces réalisées par ce type de procédé sont le siège d'importantes contraintes résiduelles. Le manque de connaissances sur l'origine et le développement des contraintes résiduelles est un frein important à la validation industrielle de ce procédé. Cette étude a pour objectif de développer une méthode de modélisation permettant de prédire l'apparition des contraintes résiduelles au sein du composite, au cours du procédé. Un schéma représentatif du

procédé d'empilement par soudage et consolidation en continu et un schéma représentatif des phénomènes mis en jeu au cours de ce procédé sont donnés Fig. 1.

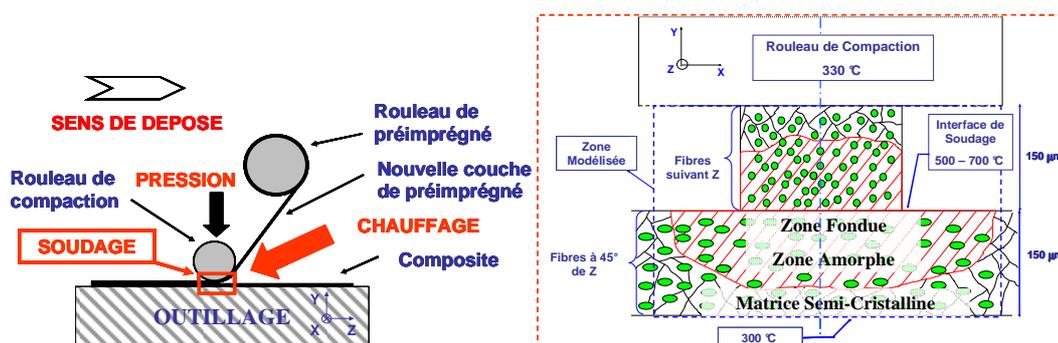


FIG. 1 – Schéma représentatif du procédé d'empilement par soudage et consolidation en continu (à gauche) et schéma représentatif des phénomènes mis en jeu au cours du procédé (à droite)

Les matrices candidates pour ce procédé et présentant les meilleures propriétés thermomécaniques sont de type semi-cristallin. Lors de l'opération de soudure, les changements d'état de la matrice conduisent à la coexistence de trois composants (fibre, matrice amorphe et matrice cristalline) de propriétés thermomécaniques différentes, dans une zone à forts gradients thermiques. La formation des contraintes résiduelles au sein du composite est due principalement à deux facteurs : d'une part, aux forts gradients thermiques siégeant au sein du matériau, et d'autre part, aux différences de propriétés thermomécaniques des différents constituants du composite. L'évolution des propriétés du matériau au cours du procédé doit donc être prise en compte dans la modélisation en définissant un matériau homogène équivalent au cours du calcul. Une modélisation multi échelle est donc nécessaire. On présente dans la partie suivante la méthode numérique utilisée.

2 Présentation de la méthode numérique utilisée

Les phénomènes de cristallisation et de fusion se produisant au sein du composite durant le procédé provoquent une évolution importante des propriétés du matériau. Ces évolutions doivent être prises en compte dans la modélisation, en utilisant un calcul multi échelle.

On réalise le calcul multi-échelle comme suit : les calculs microscopiques et macroscopiques sont réalisés en 2D et en considérant le matériau thermoélastique. La description macroscopique est réalisée au moyen d'éléments polygonaux (Sukumar *et al.* (2004)). A l'échelle microscopique, les volumes élémentaires représentatifs (VER) sont décrits par la méthode des « éléments naturels contraints » (Yvonnet *et al.* (2004)). Cette technique contourne les difficultés liées au maillage en construisant la totalité de l'approximation par une discrétisation spatiale par nœuds.

Les calculs temporels sont réalisés en utilisant un schéma aux différences finies à trois pas de temps du second ordre (Pelissou *et al.* (2005)). Cette méthode permet d'utiliser des pas de temps relativement importants pour les calculs non-linéaires.

Supposons que nous décrivons l'état microscopique et macroscopique du composite dans l'intervalle de temps $\{t_0, t_f\}$. On réalise une partition de l'intervalle de temps $\{t_0, t_f\}$ en m intervalles de temps définis par le pas de temps Δt_{Macro} (1) :

$$t_f = t_0 + m \cdot \Delta t_{Macro} \quad (1)$$

On réalise un calcul macroscopique dans chaque intervalle de temps macroscopique $\{t_0, t_0 + k \cdot \Delta t_{Macro}\}, k \in \{0, \dots, m\}$. Après chaque calcul macroscopique $\{t_0, t_0 + k \cdot \Delta t_{Macro}\}, k \in \{0, \dots, m\}$, un ensemble de p calculs microscopiques est réalisé dans une partition temporelle de p intervalles de temps définis par le pas de temps Δt_{Micro} ($p \cdot \Delta t_{Micro} = \Delta t_{Macro}$). Le principe de la partition temporelle de l'échelle microscopique est présenté Fig. 2.

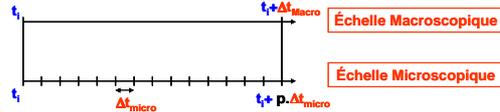


FIG. 2 – Principe de la partition temporelle de l'échelle microscopique

La méthode de Karhunen-Loeve (ou décomposition orthogonale propre) (Ryckelynck *et al* (2005)) est appliquée après chaque réalisation de p calculs microscopiques afin de réduire le nombre d'équations pour les calculs d'homogénéisation. Les tenseurs de transfert d'échelle $[A(x, \underline{X})]$ et $[B(x, \underline{X})]$ reliant les variables microscopiques $\{\epsilon(\underline{x})\}$ et $\{\nabla T_{micro}(\underline{x})\}$ du VER et les variables macroscopiques $\{E(\underline{X})\}$ et $\{\nabla T_{Macro}(\underline{X})\}$ sont alors évalués. L'application de la méthode d'homogénéisation usuelle (Besson *et al* (2001)) aux champs de déplacements microscopiques et aux champs thermiques microscopiques permet d'homogénéiser les propriétés thermomécaniques du matériau (2) :

Comportement $[C^{Hom}]$, conductivité thermique $[k^{Hom}]$, dilatation thermique $\{\alpha^{Hom}\}$.

$$\begin{cases} \{\epsilon(\underline{x})\} = [A(\underline{x}, \underline{X})] : \{E(\underline{X})\} \\ \{\nabla T_{micro}(\underline{x})\} = [B(\underline{x}, \underline{X})] : \{\nabla T_{Macro}(\underline{X})\} \end{cases} \Rightarrow \begin{cases} [C^{Hom}(\underline{X})] = \int_{\Omega_{micro}} [A(\underline{x}, \underline{X})] : [C_{micro}(\underline{x})] d\Omega \\ [k^{Hom}(\underline{X})] = \int_{\Omega_{micro}} [B(\underline{x}, \underline{X})] : [k_{micro}(\underline{x})] d\Omega \end{cases} \quad (2)$$

Un diagramme de l'algorithme général du calcul multi-échelle est donné Fig. 3.

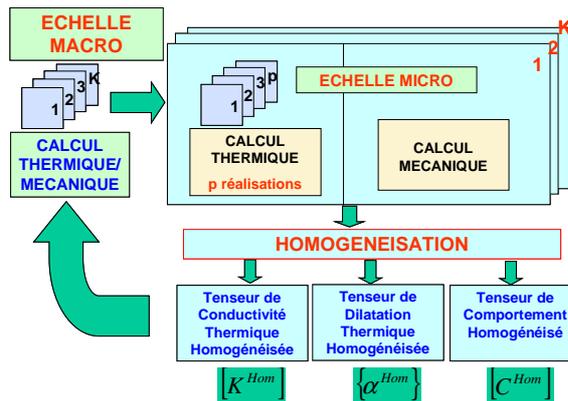


FIG. 3 – Diagramme de l'algorithme général du calcul multi-échelle

Les propriétés homogénéisées sont ainsi introduites dans le calcul macroscopique à l'incrément de temps suivant. On obtient ainsi de manière incrémentale une description micro/macro du composite au cours du procédé de fabrication. L'état de contrainte thermique peut alors être évalué en tout point du composite, au moyen de la relation (3) :

$$\begin{cases} \{\sigma(\underline{X})\} = [C^{Hom}(\underline{X})] : (\{\varepsilon(\underline{X})\} - \{\varepsilon^{th}(\underline{X})\}) \\ \{\varepsilon^{th}(\underline{X})\} = \{\alpha^{th}(\underline{X})\} (T_{Macro}(\underline{X}) - T_{ref}) \end{cases} \quad (3)$$

L'état de contraintes résiduelles au sein du composite peut alors être évalué.

3 Présentation des résultats obtenus

On présente ci-après les principaux résultats obtenus par la méthode décrite précédemment. D'une part, on présente le matériau utilisé pour les simulations. D'autre part, la validation du calcul d'homogénéisation au moyen d'essais simples est exposée. Enfin, une simulation d'un essai de refroidissement sur un composite constitué de deux rubans de préimprégné est présentée.

3.1 Matériau utilisé pour les simulations

Le matériau considéré pour les simulations est un composite à fibres de carbone similaire au composite APC2 (Cogswell (1992)). On laisse le lecteur se référer à la référence bibliographique citée pour obtenir les propriétés thermomécaniques de ce matériau.

3.2 Validation du calcul d'homogénéisation

Le calcul d'homogénéisation est validé en réalisant des simulations d'essais élémentaires en 2D sur une cellule microscopique. On applique successivement la méthode d'homogénéisation aux configurations géométriques usuelles de fibres (fibres de direction parallèle au plan et fibres de direction perpendiculaire au plan). La fraction volumique de fibre utilisée pour les simulations est de 2/3. On désigne par l'indice *l* la direction longitudinale (direction des fibres) et par *t* la direction transverse (direction perpendiculaire aux fibres). Les propriétés thermomécaniques homogénéisées obtenues après simulations sont présentées dans le tableau 1.

Tenseur de comportement (les modules sont donnés en <i>GPa</i>)	$E_l = 153.85$ $E_t = 8.43$ $G_{lt} = G_{tl} = 11.15$ $G_t = 3.$	$\nu_{lt} = 0.016$ $\nu_{tl} = 0.29$ $\nu_t = 0.33$
Tenseur de conductivité thermique ($W.m^{-1}.^{\circ}C^{-1}$)	$k_l = 8.2$ $k_t = 0.8$	
Tenseur de dilatation thermique ($^{\circ}C^{-1}$)	$\alpha_l = -5.66E-7$ $\alpha_t = 2.35E-5$	

Tableau 1 – Propriétés thermomécaniques homogénéisées obtenues après simulation

Les propriétés thermomécaniques homogénéisées obtenues sont proches des mesures expérimentales. Le calcul d'homogénéisation est ainsi validé.

3.3 Simulation d'un essai de refroidissement sur un composite constitué de deux rubans de préimprégné

On réalise une simulation d'un essai de refroidissement après la phase de soudage sur un maillage représentatif d'un composite constitué de deux rubans de préimprégné, disposés l'un sur l'autre (Fig. 4). Le ruban de préimprégné n°1, qui correspond au ruban venant d'être déposé lors du procédé d'empilement par soudage et consolidation en continu, comprend cinq cellules microscopiques à fibres disposées selon l'axe X . Le ruban de préimprégné n°2 comprend cinq cellules microscopiques à fibres disposées selon l'axe Z . Les cellules microscopiques sont représentées en tirets hachurés. La conductivité thermique à l'échelle microscopique a été introduite avec une loi de variation linéaire de la température.

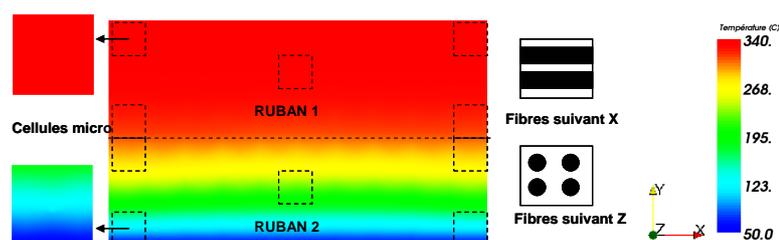


FIG. 4 – Champ de température obtenu après simulation d'un essai de refroidissement sur un composite constitué de 2 rubans de préimprégné

La température initiale dans les deux rubans est égale à la température de fusion du composite, soit 340 °C.

On applique une température de 340 °C sur la face supérieure du ruban n°1, similaire à la température du rouleau de compaction après la phase de soudage, et une température de 50°C sur la face inférieure du ruban n°2. La face inférieure du ruban n°2 est de plus encastrée en X et en Y .

Le calcul d'homogénéisation est réalisé sur chacune des cellules microscopiques, comme présenté dans la partie 2. Les propriétés thermomécaniques obtenues sont ensuite interpolées dans l'ensemble du maillage macroscopique. La conductivité thermique homogénéisée obtenue après simulation est présentée Fig. 5.

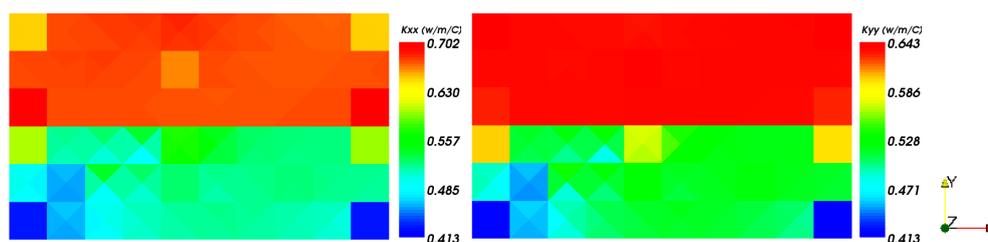


FIG. 5 – Composantes K_{xx} et K_{yy} du champ de conductivité thermique homogénéisé ($W.m^{-1}.^{\circ}C^{-1}$)

Les composantes K_{xx} et K_{yy} de la conductivité thermique homogénéisée présentent des valeurs plus élevées dans le ruban n°1. En effet, d'une part, les fibres de carbone dans le ruban n°1 sont disposées suivant l'axe X , et d'autre part, le champ de température est plus élevé dans le ruban n°1.

Le champ de contrainte global obtenu pour cette simulation est présenté Fig. 6. On observe notamment à l'interface des deux rubans une concentration de contraintes importante. Ceci

s'explique par la différence des valeurs de dilatation thermique homogénéisée dans les deux rubans. La dilatation thermique homogénéisée est ainsi plus faible dans le ruban n°1.

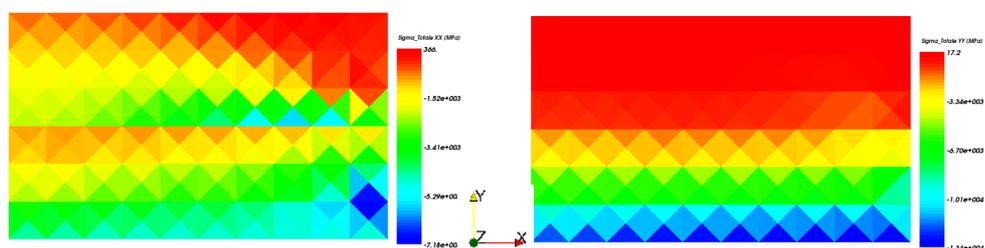


FIG. 6 – Composantes σ_{xx} et σ_{yy} du champ de contrainte (MPa) obtenu après simulation

4 Conclusions

La formation des contraintes résiduelles au sein du composite durant le procédé d'empilement par soudage et consolidation en continu est due principalement à deux facteurs : d'une part à la différence de propriétés thermomécaniques entre les différentes phases du composite et d'autre part aux forts gradients thermiques siégeant au sein du composite. L'évolution des propriétés thermomécaniques du matériau au cours du procédé doit être prise en compte dans la modélisation, en utilisant un calcul multi-échelle. La méthode de modélisation développée, basée sur la méthode des « éléments naturels » et la « décomposition orthogonale propre » de Karhunen-Loeve, permet de prendre en compte ces évolutions. La perspective de cette étude est d'une part de réaliser une simulation complète du procédé industriel pour confronter les résultats numériques aux résultats expérimentaux industriels. D'autre part, d'introduire dans le code un modèle de suivi de front de solidification. Ceci nous permettra de prendre en compte l'évolution du taux de cristallisation du matériau au cours du procédé, et ainsi d'estimer avec précision le champ de contraintes résiduelles au sein du composite.

Références

- Besson, J., Cailletaud, G., Chaboche, J.L. & Forest, S. 2001 Mécanique non-linéaire des matériaux, Hermes, Paris.
- Cogswell, F.N. 1992 Thermoplastic aromatic polymer composites. Ltd Edition.
- Lamèthe, J.F. 2004 Etude de l'adhésion de composites thermoplastiques semi-cristallins ; Application à la mise en oeuvre par soudure. Thèse de doctorat. Université Paris VI, France.
- Pelissou, C., 2005 Discrétisation spatio-temporelle du problème thermique à deux champs. Application au procédé de forgeage à chaud. Thèse de doctorat. CEMEF, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, France.
- Ryckelynck, D., Hermanns, L., Chinesta, F. & Alarcon, E. 2005 An efficient 'a priori' model reduction for boundary element models. In Engineering Analysis with Boundary Elements, no. 29, pp. 796–801.
- Sukumar, N. & Tabarraei, A. 2004 Numerical formulation and application of polygonal finite elements. In Proceedings of the Seventh International ESAFORM Conference on Material Forming, pp. 73-76, Trondheim, Norway.
- Yvonnet, J., Ryckelynck, D., Lorong P. & Chinesta F. 2004 A new extension of the natural element method for non convex and discontinuous domains : the constrained natural element method (C-NEM). In International Journal for Numerical Methods in Engineering, no. 60, pp. 1451-1474.