

# Mesure et prédiction des déformations et contraintes résiduelles lors du refroidissement d'un stratifié composite thermoplastique

## *Measurement and prediction of the residual strains and stresses during the cooling of a thermoplastic composite laminate*

Mael Péron<sup>1,2</sup>, Frédéric Jacquemin<sup>1</sup>, Pascal Casari<sup>1</sup>, Gilles Orange<sup>3</sup>, Jean-Luc Bailleul<sup>4</sup>, Nicolas Boyard<sup>4</sup>

1 : Université de Nantes, CNRS, Centrale Nantes,  
Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (GeM),  
F-44000 Nantes

2 : IRT Jules Verne  
Chemin du Chaffault, 44340 Bouguenais  
e-mail : mael.peron@irt-jules-verne.fr

3 : Solvay (RICL)  
87 Avenue des Frères Perret, CS 70061, 69192 Saint-Fons

4 : Université de Nantes, CNRS,  
Laboratoire de Thermique et Energie de Nantes (LTeN),  
F-44000 Nantes

### Résumé

Le refroidissement des pièces composites thermoplastiques durant leur mise en œuvre mène inexorablement au développement de contraintes résiduelles. Ces contraintes peuvent être néfastes pour la santé finale de la pièce et il convient de prédire leur développement au cours du procédé afin d'optimiser celui-ci et ainsi limiter l'impact des contraintes sur le matériau. Cette étude propose un modèle de prédiction du développement des contraintes résiduelles au cours du refroidissement d'un composite thermoplastique à fibres continues de verre et matrice PA66. Celui-ci prend en compte les transferts thermiques, la cinétique de cristallisation ainsi que le comportement mécanique du composite au cours de son refroidissement. Ce dernier est traité à l'aide de la théorie modifiée des stratifiés qui est adaptée pour la première fois au refroidissement d'un composite thermoplastique dont les propriétés thermomécaniques varient avec la température. Ceci est rendu possible à l'aide d'une formulation incrémentale de la loi de comportement linéaire élastique, prenant en compte les retraits d'origine thermique et de cristallisation. Appliqué au cas d'un empilement asymétrique, le modèle permet de prédire contraintes et déformations résiduelles. Ces dernières sont comparées à des mesures expérimentales pour évaluer la fiabilité du modèle développé.

### Abstract

Cooling of thermoplastic composite parts inevitably leads to the development of residual stresses, which may have negative consequences on the final part health. Modelling their development during cooling therefore appears as an interesting solution to optimize the process parameters and limit the stresses intensity. This study proposes a coupled model accounting for heat transfer, crystallization kinetics and mechanical behavior of thermoplastic composite laminate. This latter is treated according to the modified lamination theory, which is for the first time adapted to the study of a thermoplastic composite during cooling, with temperature dependent properties. This is made possible by the use of an incremental linear elastic law, which also accounts for the crystallization shrinkage and thermal expansion of the material. The model is applied to the study of an unsymmetric laminate, which leads to estimated stress and strain states. These latter are compared with experimentally measured strains, highlighting an excellent agreement which validates the proposed model.

**Mots Clés :** thermoplastique, contraintes résiduelles, caractérisation, modélisation, thermomécaniques.

**Keywords :** thermoplastic, residual stresses, characterization, modelling, thermomechanical.

## 1. Introduction

De par leur facilité de mise en œuvre, leur soudabilité, leur recyclabilité et leur haute résilience comparée aux composites thermodurcissables, les composites thermoplastiques se montrent prometteurs pour la réalisation de pièces structurales dans l'industrie automobile. Néanmoins, la maîtrise du développement des contraintes résiduelles au cours de leur procédé de mise en œuvre représente toujours un enjeu tant scientifique qu'industriel. Ces contraintes sont majoritairement dues aux hétérogénéités de comportement thermomécanique entre la matrice et les fibres, ainsi

qu'entre les différents plis du stratifié [1]. Elles peuvent mener à de nombreuses conséquences relatives à la santé finale de la pièce [2], allant de défauts de forme à l'apparition de microfissures. Face à ces problématiques, il apparaît intéressant de maîtriser et optimiser le procédé afin de limiter les contraintes et leurs conséquences sur la pièce finale. Afin de remplir cet objectif, la modélisation du développement des contraintes résiduelles est une solution pertinente en comparaison d'une méthode de type essai-erreur. Une telle modélisation requiert néanmoins de prendre en compte tous les phénomènes à l'origine du développement des contraintes [3]. Cela inclut le traitement des transferts thermiques, des cinétiques de cristallisation et du comportement thermomécanique du matériau au cours du refroidissement.

On retrouve différentes approches afin de résoudre le problème d'équilibre thermomécanique, et ainsi estimer les distributions de contraintes et de déformations résiduelles dans le stratifié. A l'échelle de la pièce et des plis, deux approches majeures sont employées [3] : la méthode des éléments finis (FEM) et la théorie classique des stratifiés (CLT). La première permet d'étudier des pièces de formes complexes et regroupe dans un cadre unifié la résolution des problèmes thermique et mécanique. Néanmoins, dans le cas de séquences d'empilement complexes, une discrétisation fine du stratifié à travers son épaisseur est nécessaire, rendant les temps de calculs prohibitifs. A l'opposé, la CLT est plutôt adaptée aux pièces plates, dont l'épaisseur est faible par rapport aux dimensions dans le plan et ce indépendamment de la séquence d'empilement. Elle s'est néanmoins montrée limitée dans la prédiction des formes d'empilements asymétriques, la CLT ne pouvant prédire qu'une forme en selle de cheval et non une forme cylindrique pour un stratifié croisé [4]. Une modification de la CLT, appelée théorie modifiée des stratifiés, a été proposée par Hyer [5] pour contrer cette limitation, mais elle n'a jamais été adaptée à l'étude d'un composite thermoplastique dont les propriétés peuvent évoluer au cours du refroidissement. En effet, celle-ci a été appliquée en ne considérant qu'une loi de comportement linéaire élastique, avec des propriétés constantes. L'utilisation d'une loi de comportement incrémentale permettrait ainsi d'améliorer la précision du modèle et de représenter plus finement le comportement thermomécanique du composite en cours de refroidissement [6].

De nombreuses propriétés doivent être identifiées afin d'alimenter les modèles précédemment cités, parmi lesquelles on retrouve les propriétés thermiques, physiques et mécaniques. Leur caractérisation a fait l'objet de nombreuses études dans la littérature et ne sera pas abordée ici. Le développement des contraintes résiduelles est souvent considéré comme ayant lieu en deçà d'une température appelée Température Libre de Contraintes ( $T_{LC}$ ). En fonction des composites étudiés, cette  $T_{LC}$  est considérée comme étant la température du pic de cristallisation pour les matrices semi-cristallines, ou la température de transition vitreuse pour les matrices amorphes [1]. On retrouve dans la littérature des valeurs de cette température pour les matrices semi-cristallines hautes performances telles que le PEEK [1], mais aucune étude ne mentionne le cas du PA66.

L'objectif de cette étude est de prédire le développement des contraintes résiduelles dans un composite thermoplastique à matrice PA66 renforcé de fibres continues de verre. A cet effet, la  $T_{LC}$  du composite est dans un premier temps déterminée expérimentalement en mesurant l'évolution de la courbure de stratifiés asymétrique en fonction de la température. Puis, un modèle thermomécanique du comportement du matériau est proposé, celui-ci étant basé sur la théorie modifiée des stratifiés. L'évolution des propriétés thermomécaniques du matériau est traitée à l'aide d'une loi de comportement incrémentale linéaire élastique, qui tient compte des dilatations thermiques et du retrait de cristallisation. Le modèle prend en compte les transferts thermiques et la cinétique de cristallisation de la matrice à travers l'épaisseur du composite. Il est alimenté à l'aide de propriétés identifiées précédemment et présentées dans une précédente communication [7]. Les contraintes, déformations et courbures résiduelles d'un composite à empilement asymétrique sont prédites à l'aide du modèle et comparées aux courbures mesurées expérimentalement afin de valider le modèle développé. L'état de contraintes estimé est par la suite discuté, et une analyse de

sensibilité à différents paramètres est proposée. Enfin, l'intérêt d'un tel modèle comparé à une approche linéaire à propriétés constantes est discuté.

## 2. Matériaux et méthodes

### 2.1 Matériaux

Le matériau faisant l'objet de cette étude est un composite à fibres continues de verre et matrice PA66 à faible viscosité (Solvay) développée dans le cadre du programme TAPAS (ANR-11-RMNP-0020) [8-10]. Celui-ci est composé d'environ 50% de fibres de verre en volume. 95% des fibres sont orientées dans la direction chaîne et 5% dans la direction trame. Le matériau est donc considéré comme un quasi-unidirectionnel. La caractérisation thermomécanique du matériau a été réalisée à l'aide d'essais de DMA (Dynamic Mechanical Analyser) et de dilatométrie linéaire, comme décrit dans [7].

Cinq plaques carrées de composite ont été produites par Solvay à Saint Fons (France). Elles suivent un empilement  $[90_4 0_4]$ , et leurs dimensions finales en sortie de procédé sont de  $220 \times 220 \times 3.4 \text{ mm}^3$ . Une des plaques a été par la suite découpée en cinq bandes de dimensions  $220 \times 10 \text{ mm}^2$ . Pour chaque technique de caractérisation présentée par la suite, les échantillons ont été séchés sous un vide de  $-0.09 \text{ MPa}$  à  $90^\circ\text{C}$  pendant au moins 10H avant l'essai afin d'assurer un séchage quasiment total du matériau.

### 2.2 Mesure de la température libre de contraintes

Les cinq bandes de composite citées précédemment ont permis l'identification de la  $T_{LC}$  du composite. Après séchage, elles sont placées dans une chambre climatique Binder MKF 56. La température est alors fixée à une valeur fixe comprise entre  $25$  et  $160^\circ\text{C}$ , et l'humidité relative est fixée à  $0\%$  RH. L'échantillon est placé dans l'enceinte de telle sorte que sa tranche soit visible depuis l'extérieur à travers la porte vitrée. Un appareil photo placé de l'autre côté de la porte est positionné de manière à capturer la tranche de l'échantillon. La température est maintenue pendant au moins 10 minutes avant de capturer le cliché de la tranche de l'échantillon afin d'atteindre l'équilibre thermique du matériau. L'image obtenue est ensuite traitée dans le logiciel ImageJ afin d'en extraire la longueur et le rayon de courbure  $R$ . La courbure de l'échantillon est ainsi aisément calculée comme étant l'inverse de ce rayon.

### 2.3 Mesure des courbures

Le suivi des courbures des quatre plaques carrées de composite en fonction de la température a été réalisé à l'aide d'un protocole légèrement différent. Dans la même enceinte climatique que précédemment, chaque plaque a été suspendue de manière à ce que sa face supérieure soit visible depuis l'extérieur de l'enceinte (Fig. 1a). Avant son introduction dans l'enceinte, chaque plaque a été recouverte d'un mouchetis de peinture. Un système de corrélation d'images VIC-3D (Correlated Solutions) a été employé afin de suivre l'évolution des déformations de la surface supérieure en fonction de la température. La séquence d'empilement étudiée doit théoriquement mener à une déformation de type selle de cheval ou cylindrique suivant les axes principaux  $x$  et  $y$ . L'analyse de la déformation en surface peut donc se faire facilement en suivant les courbures suivant ces mêmes axes, dénotées par  $a$  et  $b$ , respectivement. Ces courbures étaient obtenues en extrayant les variations de la surface suivant deux lignes dénotées  $X$  et  $Y$  (Fig. 1b). Pour chaque direction, le nuage de point extrait était interpolé à l'aide d'une fonction quadratique dans le logiciel *Matlab 2017a*, menant directement aux courbures  $a$  et  $b$ .

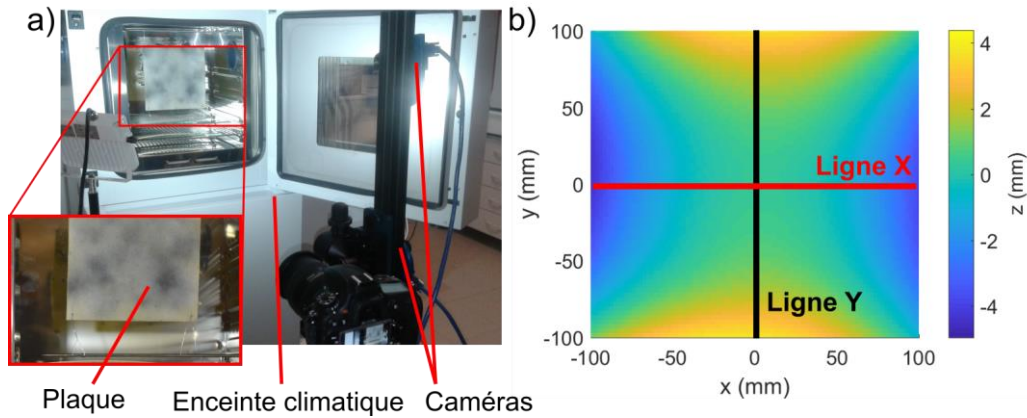


Fig. 1 : Mesure de courbures a) Montage expérimental b) Analyse de la surface.

### 3. Caractérisation expérimentale

#### 3.1 Température libre de contraintes

L'évolution de la courbure des bandes composites en fonction de la température est présentée en Fig. 2. La courbure évolue de manière non linéaire avec la température de 25 à 130°C. Les deux dernières valeurs aux températures les plus élevées ont mené à une plus grande incertitude, la mesure du rayon de courbure devenant difficile du fait de la résolution de l'appareil photo utilisé. Une fonction d'extrapolation est proposée (Eq. 1), qui minimise l'écart avec les valeurs expérimentales.

$$f(T) = -0.56 \ln(T) + 2.9949 \quad (\text{Eq. 1})$$

Cette équation s'annule pour une température de 200°C, qui sera considérée comme la  $T_{LC}$  du matériau étudié. Cette température correspond à la température de fin de cristallisation  $T_{FC}$ , identifiée sur la matrice seule par mesure de DSC dans les mêmes conditions de refroidissement que lors du procédé de mise en œuvre (*i.e.*  $-2\text{K}\cdot\text{min}^{-1}$ ) [7].

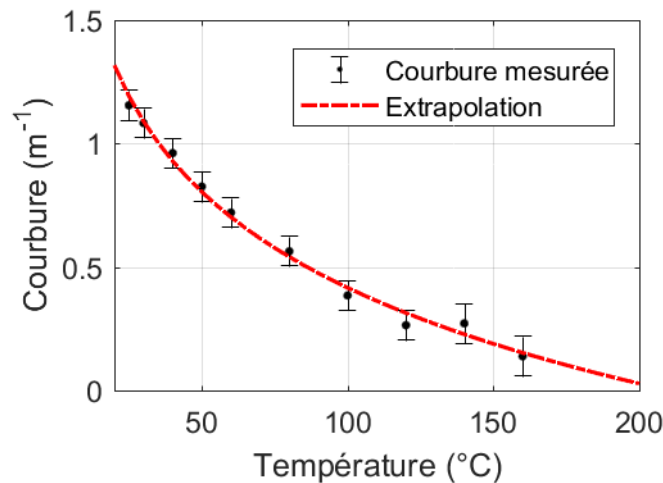


Fig. 2 : Evolution de la courbure des bandes de composite  $[90_4 0_4]$  en fonction de la température.

#### 3.2 Courbures

L'évolution des courbures mesurées en fonction de la température par le système de corrélation d'image est représentée en Fig. 3. L'incertitude de répétabilité sur les quatre plaques est inférieure à  $0.04 \text{ m}^{-1}$ , montrant l'excellente répétabilité de la méthode. Pour les deux directions, la courbure évolue linéairement sur toute la gamme de température. Chaque courbure a été interpolée linéairement dans Matlab. Ces droites sont également représentées en Fig. 3. Elles s'annulent à une température proche de 200°C, ce qui confirme l'identification de la  $T_{LC}$  réalisée précédemment. La

courbure  $a$  étant négative et  $b$  étant positive, la plaque se déforme suivant une selle de cheval, comme observé en Fig. 1b. L'amplitude de la courbure  $a$  est supérieure à celle de la courbure  $b$ , avec un facteur multiplicateur de 1,21. La forme en selle de cheval n'est donc pas parfaitement équilibrée ce qui peut provenir de défauts d'orientation dans le stratifié.

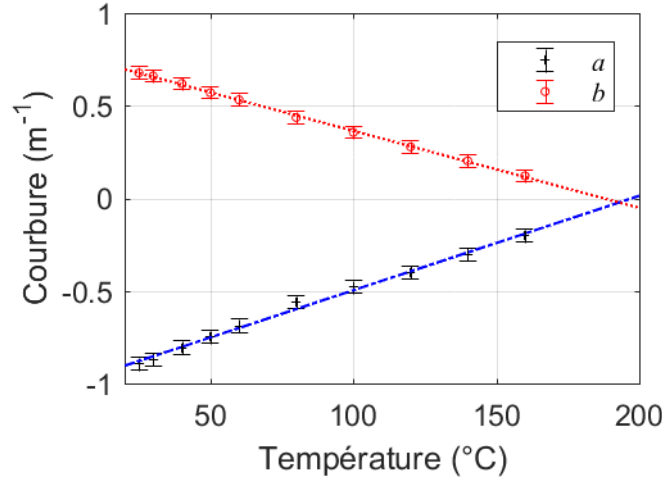


Fig. 3 : Evolution des courbures  $a$  et  $b$  mesurées (marqueurs) et interpolations linéaires (lignes continues).

## 4. Prédiction des contraintes résiduelles

### 4.1 Transferts thermiques et cinétique de cristallisation

Du fait du procédé de mise en forme considéré (*i.e.* la thermocompression) et de la forme de la pièce, les transferts thermiques sont considérés comme étant unidirectionnels à travers l'épaisseur de la pièce. Leur modélisation est ainsi réalisée par le biais de l'équation de la chaleur par conduction exprimée en 1D dans la direction transverse à l'empilement (Eq. 2). Cette équation est couplée à la cinétique de cristallisation (Eqs. 4,5) identifiée par Faraj [9, 10] pour le composite étudié.

$$\rho C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial t} \left( K_{zz} \frac{\partial T}{\partial z} \right) + (1 - V_f) \rho_m \Delta H_m \frac{\partial C}{\partial t}, \quad (\text{Eq. 2})$$

$$\frac{\partial C}{\partial t} = n \cdot K_{Nak}(T) \cdot [1 - C(t)] \left[ \ln \left( \frac{1}{1 - C(t)} \right) \right]^{\frac{n-1}{n}}, \quad (\text{Eq. 3})$$

$$K_{Nak}(T) = (K_{Av}(T))^{\frac{1}{n}}, \quad (\text{Eq. 4})$$

Tableau 2: Propriétés thermo-physiques.

Propriété	Unité	Valeur	Propriété	Unité	Value
$\rho$	(kg.m <sup>-3</sup> )	1850	$K_{zz}$	(W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )	0.55
$C_p$	(J.kg <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )	$(1 - C) \cdot C_{pAm}$ $+ C \cdot C_{pSC}$	$V_f$	(%)	50
$C_{pAm}$	(J.kg <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )	$2.89 \cdot T + 848$	$\rho_m$	(kg.m <sup>-3</sup> )	1100
$C_{pSC}$	(J.kg <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )	$3.19 \cdot T + 998$	$\Delta H_m$	(kJ.kg <sup>-1</sup> )	40.2

Dans ces équations,  $\rho$ ,  $C_p$ ,  $K_{zz}$  sont respectivement la masse volumique, la capacité thermique massique et la conductivité thermique transverse du composite,  $V_f$  est le taux volumique de fibres,  $\rho_m$ ,  $\Delta H_m$  sont la masse volumique de la matrice et l'enthalpie de cristallisation. Toutes ces propriétés ont été identifiées par Faraj dans ses travaux de doctorat [9] et ne seront pas discutées ici. Elles sont regroupées en Tableau 1. Enfin,  $n$  est l'exposant d'Avrami,  $K_{Nak}$  est la fonction cinétique de Nakamura qui est liée à la fonction cinétique d'Avrami  $K_{Av}$  par la relation (4). Ces paramètres de la

cinétique ont également été identifiés par Faraj, menant à un coefficient  $n = 3$  et aux valeurs de cinétique  $K_{Av}$  présentées en Fig. 4.

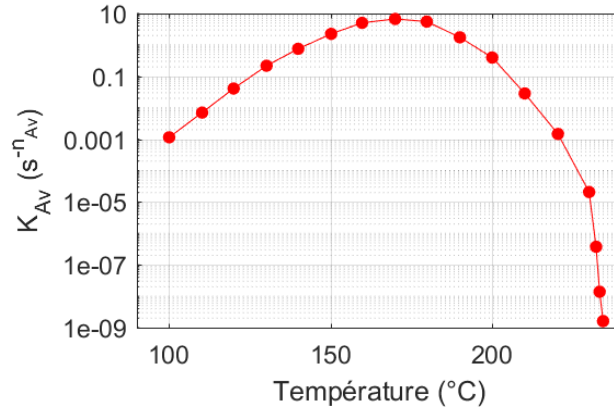


Fig. 4 : Evolution du coefficient d'Avrami identifié par Faraj et al. [10].

La résistance thermique de contact entre le moule et la pièce sont considérées comme négligeables. Par conséquent, les surfaces supérieure et inférieure de la pièce sont soumises à une condition de température imposée correspondant à la température du cycle  $T_{imp}$ . Les conditions à la limite du système d'équation précédent sont ainsi :

$$T(t = 0, z) = T_{ini}, \quad (\text{Eq. 5})$$

$$T(t, z = e/2) = T(t, z = -e/2) = T_{imp}, \quad (\text{Eq. 6})$$

$$C(t = 0, z) = 0, \quad (\text{Eq. 7})$$

La totalité du problème thermique couplé (Eqs 2-7) est résolue à l'aide de la méthode des différences finies dans *Matlab 2017a*. Cela mène ainsi à la distribution de température et de degré de cristallisation pour chaque pli du stratifié.

## 4.2 Comportement thermomécanique

La modélisation du comportement thermomécanique du matériau composite au cours du refroidissement a déjà été détaillée par les auteurs dans [7] et sera brièvement rappelée ici. Elle est basée sur l'utilisation de la théorie modifiée des stratifiés [5], qui permet de reproduire les formes observées expérimentalement sur des empilements asymétriques. Cette théorie repose sur l'hypothèse d'un champ de déplacement hors plan  $w$  dont la forme est donnée par (Eq. 8), et qui fait intervenir les courbures  $a$  et  $b$ . Il est complété par les déplacements  $u$  et  $v$  suivant les deux directions du plan  $x$  et  $y$ , respectivement (Eqs. 9, 10).

$$w(x, y) = \frac{1}{2}(ax^2 + by^2), \quad (\text{Eq. 8})$$

$$u^0(x, y) = cx - \frac{a^2x^3}{6} - \frac{abxy^2}{4}, \quad (\text{Eq. 9})$$

$$v^0(x, y) = dy - \frac{b^2y^3}{6} - \frac{abx^2y}{4}, \quad (\text{Eq. 10})$$

où  $c$  et  $d$  sont des constantes à déterminer. Les déplacements hors plan étant considérés comme très supérieurs à l'épaisseur du stratifié, les déformations dans le plan sont calculées à l'aide de l'approximation de von Karman du tenseur de déformation de Green :

$$\varepsilon_{xx} = \frac{\partial u^0}{\partial x} + \frac{1}{2} \left( \frac{\partial w}{\partial x} \right)^2 - z \frac{\partial^2 w}{\partial x^2} \quad (\text{Eq. 11})$$

$$\varepsilon_{yy} = \frac{\partial v^0}{\partial y} + \frac{1}{2} \left( \frac{\partial w}{\partial y} \right)^2 - z \frac{\partial^2 w}{\partial y^2}, \quad (\text{Eq. 12})$$

$$\varepsilon_{xy} = \frac{1}{2} \left( \frac{\partial u^0}{\partial y} + \frac{\partial v^0}{\partial x} + \left( \frac{\partial w}{\partial x} \right) \left( \frac{\partial w}{\partial y} \right) \right) - z \frac{\partial^2 w}{\partial x \partial y}, \quad (\text{Eq. 13})$$

L'énergie potentielle du stratifié est ensuite exprimée à l'aide de la relation (Eq. 14), en faisant l'hypothèse d'un état plan de contraintes.

$$W = \frac{1}{2} \int_V \sigma_{ij} \varepsilon_{ij} dV, \quad (\text{Eq. 14})$$

$$\Delta \sigma_{ij} = C_{ijkl} (\Delta \varepsilon_{kl} - \alpha_{kl} \Delta T - \beta_{kl} \Delta C), \quad (\text{Eq. 15})$$

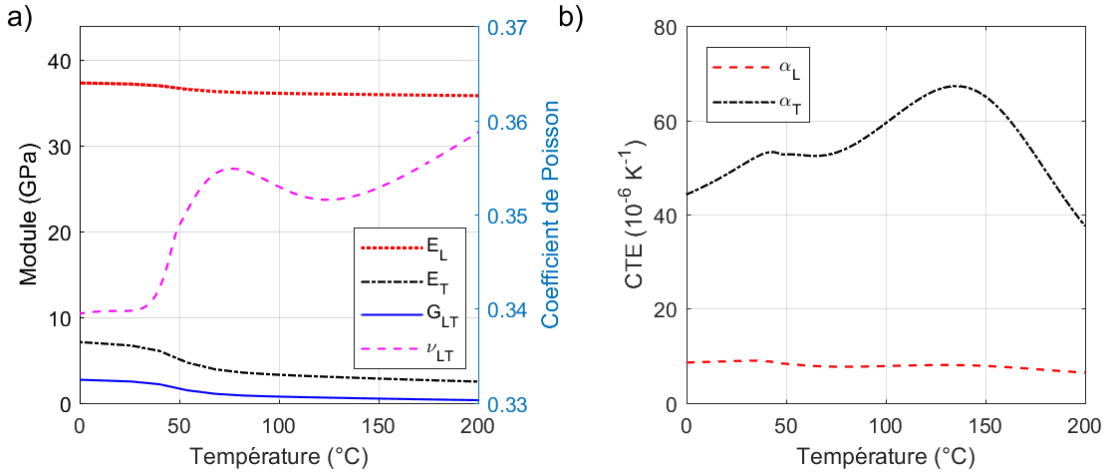


Fig. 5: Evolution des propriétés thermomécaniques du composite identifiées dans [7] a) Modules élastiques et coefficient de Poisson b) Coefficients de dilatation thermique.

La loi de comportement du matériau composite (Eq. 15) est basée sur une version incrémentale de la loi linéaire élastique [4], et fait intervenir les dilatations thermiques et le retrait de cristallisation du matériau.  $\Delta \sigma_{ij}$  et  $\Delta \varepsilon_{ij}$  correspondent aux incréments des composants des tenseurs de contraintes et de déformations, respectivement, et  $C_{ijkl}$ ,  $\alpha_{ij}$  et  $\beta_{ij}$  les composants des tenseurs de rigidité réduite, de dilatation thermique et de retrait de cristallisation, respectivement. Ces différents tenseurs sont alimentés à l'aide des propriétés thermomécaniques du composite identifiées dans [7] et rappelées en Fig. 5. Pour compléter cette loi de comportement et considérer la température libre de contraintes du matériau, on fait l'hypothèse que les contraintes s'accumulent dans le matériau pour des températures inférieures à  $T_{LC}$ . Ainsi, il sera considéré un tenseur de rigidité nul pour  $T > T_{LC}$ .

La résolution du problème mécanique consiste à minimiser l'énergie potentielle du stratifié  $W$  (Eq. 14). Cela revient à trouver les valeurs de  $a$ ,  $b$ ,  $c$  et  $d$  permettant d'annuler la dérivée première de  $W$ . La résolution de ce problème est réalisée à l'aide de l'environnement *Symbolic Toolbox* de *Matlab 2017a*. Une fois les valeurs de  $a$ ,  $b$ ,  $c$  et  $d$  déterminées pour une température donnée, il est possible d'en déduire les états de déformations et de contraintes associés.

## 5. Résultats numériques et discussion

### 5.1 Validation du modèle thermique

Le modèle thermique couplé à la cinétique de cristallisation est dans un premier temps validé en le confrontant à des caractérisations expérimentales. Pour cela, Faraj [8] avait instrumenté un stratifié de  $70 \times 70 \times 5 \text{ mm}^3$  au cours de sa mise en œuvre dans un moule sous pression et thermorégulé. Le moule était chauffé à  $290^\circ\text{C}$  pendant plusieurs minutes avant d'être refroidi à température ambiante par un système de refroidissement à circulation d'eau. La vitesse de refroidissement induite atteignait  $100^\circ\text{C}/\text{min}$ . Trois thermocouples étaient placés dans l'échantillon, un sur chaque surface extérieure et un à cœur. Les deux premiers ont enregistré les températures en surface du matériau ( $T_1$  et  $T_2$ , respectivement) et le troisième la température à cœur ( $T_{Coeur}$ ). Une simulation de cette

expérience a été réalisée à l'aide du modèle, en considérant la température imposée en surface  $T_{imp}$  comme étant égale à  $T_1$  et  $T_2$ . La figure 6 présente l'évolution de  $T_1$ , et de  $T_{Coeur}$  mesurée et estimée avec le modèle. Un excellent accord apparaît entre les températures  $T_{Coeur}$  estimée et mesurée, démontrant la capacité du modèle à reproduire finement les transferts thermiques au sein du stratifié. En effet, les écarts de température entre la température mesurée et celle prédite ne dépassent jamais 6°C, le maximum étant obtenu au cours de la cristallisation. Pour les températures inférieures à 200°C en paroi, les écarts sont tous inférieurs à 3°C.

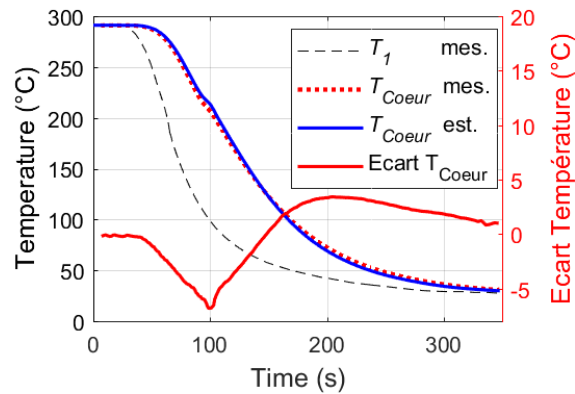


Fig. 6: Température  $T_1$  mesurée, température  $T_{Coeur}$  mesurée et estimée par le modèle.

## 5.2 Validation du modèle thermomécanique

Le modèle thermomécanique complet est ensuite utilisé afin de reproduire l'expérience de mesure de courbure d'une plaque carrée à empilement  $[90_4 0_4]$  présentée en section 3.2. La pièce est refroidie de 290 à 20°C à une vitesse de 2K/min, de manière à reproduire les conditions de mise en œuvre de la plaque réelle. L'évolution des courbures prédites est présentée en Fig. 7, avec les courbures mesurées expérimentalement. Tant que la température est au-dessus de  $T_{LC}$ , les courbures sont nulles. A partir du moment où les contraintes s'accroissent, la courbure se développe. Les valeurs absolues des courbures  $a$  et  $b$  sont identiques, mais elles sont de signe opposé. Le composite a donc une forme prédite en selle de cheval. Il apparaît que les courbures évoluent non linéairement avec la température, du fait des variations importantes de propriétés thermomécaniques du matériau au cours du refroidissement (Fig. 5). Les courbures prédites sont en excellent accord avec celles mesurées sur la pièce réelle, démontrant la capacité du modèle à reproduire le comportement thermomécanique du matériau au cours du refroidissement.

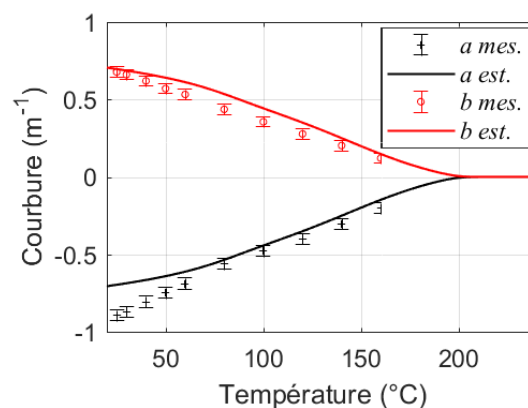


Fig. 7: Evolution des courbures du composite  $[90_4 0_4]$  estimées et mesurées.

## 5.3 Etat de contraintes prédit

La distribution des contraintes prédites dans le centre de la pièce est représentée en figure 8 a et b, dans les repères global  $(x,y,z)$  et local  $(1,2,3)$ , respectivement. Ces repères sont décrits en figure 8c. La direction  $1$  correspond à la direction longitudinale des fibres dans le repère local du pli considéré. Dans la direction  $x$ , les plis à 90° sont soumis à un état de traction, leur contraction étant



bloquée par les plis à  $0^\circ$ . En contrepartie, ces derniers se retrouvent majoritairement en compression suivant cette direction. La distribution des contraintes suivant la direction  $y$  est le symétrique de l'état de contraintes dans la direction  $x$ , de par la symétrie de la forme en selle de cheval. Dans le repère local de chaque pli, on peut noter que tous les plis sont soumis à un état de traction dans la direction transverse aux fibres, avec une valeur maximale située au centre du stratifié ( $z = 0$  mm). L'évolution de cette valeur maximale est notée « Dev. » et est présentée en Fig. 9b. Elle évolue non linéairement avec la température, du fait de l'évolution des propriétés thermomécaniques du matériau. Elle atteint une valeur de 11,1 MPa à  $25^\circ\text{C}$ . Une précédente étude [11] avait démontré qu'un tel niveau de contraintes pouvait commencer à induire de possibles décohésions à l'interface fibres/matrice. Il est à noter que ce niveau maximum de 11,1 MPa correspond à un état de contrainte moyen dans un pli considéré comme homogène. La distribution des contraintes à une échelle plus fine serait hétérogène, avec des surcontraintes locales autour des défauts.

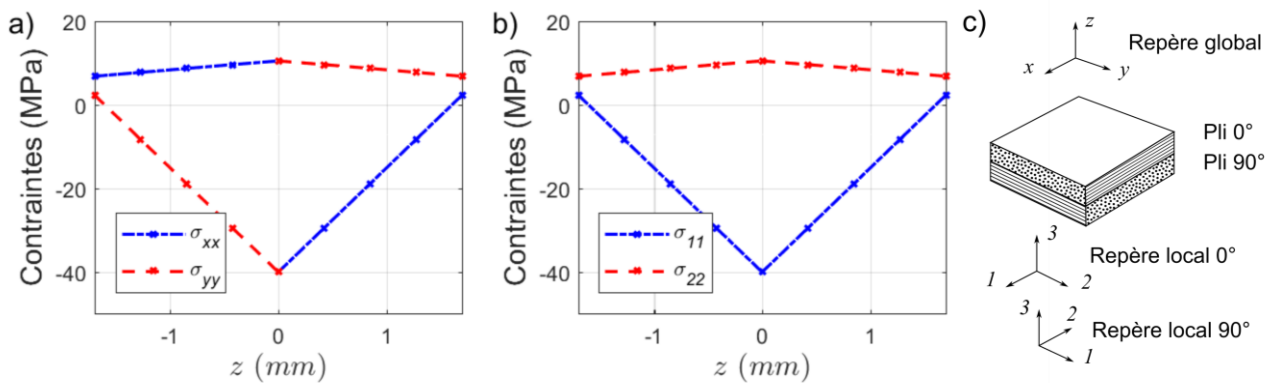


Fig. 8: Distribution des contraintes au centre de la pièce a) dans le repère global b) dans le repère local. c) Repères utilisés

#### 5.4 Comparaison à l'approche linéaire

La théorie modifiée des stratifiée n'ayant jamais été appliquée à l'étude d'un matériau dont les propriétés dépendent de la température, une comparaison avec une approche à propriétés constantes et à la théorie classique des stratifiés s'impose. Pour cela, les résultats présentés précédemment sont comparés à des versions dégradées du modèle, prenant en compte soit des propriétés constantes, soit la théorie classique des stratifiés, soit les deux. Ces modèles sont appelés respectivement « Const. », « Lin. » et « Const. Lin. » par la suite. Les évolutions des courbures prédites et du maximum de la composante du tenseur des contraintes transverse aux fibres  $\sigma_{22\text{Max}}$  sont représentées en Fig. 9.

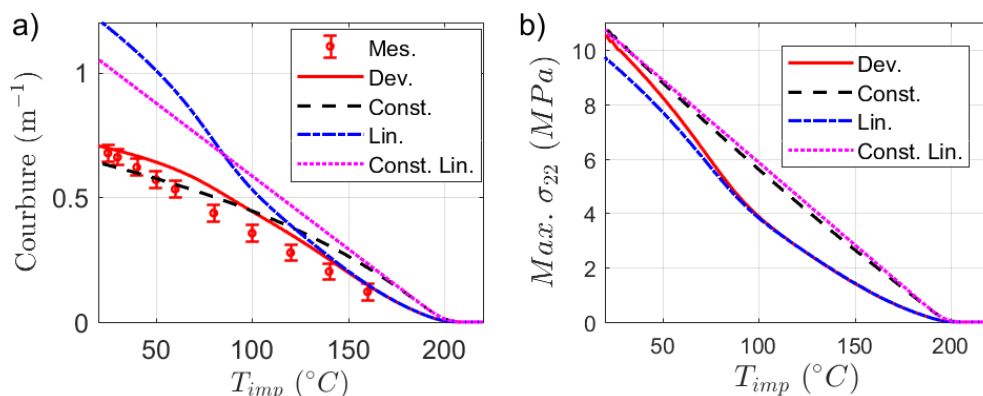


Fig. 9: a) Evolution de la courbure b) pour chaque modèle proposé b) Estimation du maximum de la contrainte transverse  $\sigma_{22\text{Max}}$  au point O pour chaque modèle proposé.

Sans surprise, la courbure et la contrainte issues du modèle « Const. Lin. » évoluent linéairement avec la température et surestiment les valeurs provenant du modèle développé (avec une erreur de 50% en ce qui concerne la courbure à  $25^\circ\text{C}$ ). En prenant la théorie classique des stratifiés à propriétés thermodépendantes (« Lin. »), les courbures sont également surestimées à partir d'une

température inférieure à 150°C, menant à une erreur de 70% sur la courbure estimée à 25°C. Ce modèle sous-estime néanmoins les contraintes par rapport au modèle développé. Enfin, l'utilisation d'une approche à propriétés constantes basée sur la théorie modifiée des stratifiés (« Const. ») semble reproduire assez fidèlement la courbure, menant à moins de 8% d'erreur pour la courbure prédite à 25°C. Néanmoins, il ne permet pas de prendre en compte l'évolution des propriétés mécaniques, notamment aux alentours de la température de transition vitreuse du matériau, ce qui mène à une évolution linéaire de l'état de contraintes en fonction de la température.

## 6. Conclusion et perspectives

Cette étude propose un modèle prédictif du développement des contraintes résiduelles lors du refroidissement d'un composite thermoplastique à empilement asymétrique. Ce modèle prend en compte les transferts thermiques et la cinétique de cristallisation du composite, ainsi que l'évolution des propriétés thermomécaniques du matériau en fonction de la température. Il est basé sur la théorie modifiée des stratifiés, adaptée pour la première fois à une loi de comportement incrémentale, permettant de prendre correctement en compte les variations de propriétés du matériau. Ce modèle a été validé autant du point de vue thermique que mécanique, en comparant les résultats numériques à des caractérisations expérimentales, ce qui a permis de démontrer son efficacité à reproduire le comportement thermomécanique du matériau. Il a ensuite permis d'estimer la distribution des contraintes dans un stratifié asymétrique [904 04]. Enfin, l'intérêt d'une telle approche par rapport à la théorie classique des stratifiés a été discutée, démontrant la nécessité de son recours pour des pièces fines.

## Remerciements

Ces travaux font partie de la Chaire COMPETH de l'IRT Jules Verne. Les auteurs souhaitent remercier les partenaires industriels de ce projet : Airbus Group, Airbus Group Innovations, Daher et Solvay. Les auteurs remercient également le projet ANR TAPAS qui a permis la caractérisation du composite étudié.

## Références

- [1] P. Parlevliet, H. E. N. Bersee, A. Beukers, « Residual stresses in thermoplastic composites – A study of the literature – Part I: Formation of thermal residual stresses ». *Comp. Part A*, Vol. 37, pp. 1847-1857, 2006.
- [2] P. Parlevliet, H. E. N. Bersee, A. Beukers, « Residual stresses in thermoplastic composites – A study of the literature – Part III: Effect of thermal residual stresses ». *Comp. Part A*, Vol. 38, pp. 1581-1596, 2007.
- [3] I. Baran, K. Cinar, N. Ersoy et al., « A review on the mechanical modeling of composite manufacturing processes ». *Arch. Comput. Methods Eng.*, Vol. 24, pp. 365-395, 2017.
- [4] M. W. Hyer, « The room-temperature shapes of four-layer unsymmetric cross-ply laminates ». *J. Compos. Mater.*, Vol. 16, pp. 318-340, 1982.
- [5] M. W. Hyer., « Calculations of the room-temperature shapes of unsummetric laminates ». *J. Compos. Mater.*, Vol. 15, pp. 296, 1981.
- [6] N. Zobeiry, A. Forhani, C. Li et al., « Multiscale characterization and representation of composite materials during processing ». *Philos. Trans. A. Math. Phys. Eng. Sci.*, Vol. 374, pp. 43-72, 2016.
- [7] M. Péron, F. Jacquemin, P. Casari et al., « Caractérisation thermomécanique et prediction des contraintes résiduelles dans un stratifié composite thermoplastique durant le refroidissement ». *Actes de la conférence JNC20*, Champs sur Marne, 2017.
- [8] G. Cazaux, « Faisabilité des procédés LCM pour l'élaboration de composites renfort continu à matrice thermoplastique polyamide ». *Thèse de Doctorat de l'Université du Havre*, 2016.
- [9] J. Faraj, « Analyse thermocinétique de la cristallisation en milieu confiné d'un composite à base d'une résine thermoplastique (Polyamide 66) ». *Thèse de Doctorat de l'Université de Nantes*, 2016.
- [10] J. Faraj, N. Boyard, et al., « Crystallization kinetics of new low viscosity polyamides 66 for thermoplastic composites processing ». *Thermochim. Acta*, Vol. 624, pp. 27-34, 2016.
- [11] H. Ramezani Dana, M. Gomina, J. Bréard, G. Orange, « Mechanical behavior of glass fiber woven UD/high fluidity PA-based polymer for automotive applications ». *Actes de la conférence ESAFORM2016*, Nantes, 2016.