



**HAL**  
open science

## Caractérisation thermomécanique et prédiction des contraintes résiduelles dans un stratifié composite thermoplastique durant le refroidissement.

Mael Péron, Frédéric Jacquemin, Pascal Casari, Jean-Luc Bailleul, Nicolas Boyard, Gilles Orange

► **To cite this version:**

Mael Péron, Frédéric Jacquemin, Pascal Casari, Jean-Luc Bailleul, Nicolas Boyard, et al.. Caractérisation thermomécanique et prédiction des contraintes résiduelles dans un stratifié composite thermoplastique durant le refroidissement.. Journées Nationales sur les Composites 2017, École des Ponts ParisTech (ENPC), Jun 2017, 77455 Champs-sur-Marne, France. hal-01621604

**HAL Id: hal-01621604**

**<https://hal.science/hal-01621604>**

Submitted on 23 Oct 2017

**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.

## **Caractérisation thermomécanique et prédiction des contraintes résiduelles dans un stratifié composite thermoplastique durant le refroidissement.**

### ***Thermo-mechanical study of a thermoplastic composite laminate during cooling: experimental characterization and residual stresses prediction.***

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

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

2 : Institut de Recherche en Génie Civil et Mécanique (GeM)  
Université de Nantes – UMR CNRS 6183  
Rue Michel Ange, 44600 Saint Nazaire

3 : Laboratoire de Thermique et Energie de Nantes (LTEN)  
Université de Nantes – UMR CNRS 6607  
Rue Christian Pauc, CS50609, 44306 Nantes Cedex 3

4 : Solvay R&I (Axel'One)  
87 Avenue des Frères Perret, CS 70061, 69192 Saint-Fons

### **Résumé**

La prédiction des contraintes résiduelles de fabrication durant le refroidissement de composites thermoplastiques représente actuellement toujours un challenge pour la communauté scientifique. Une détermination précise de ces contraintes est nécessaire afin d'optimiser les paramètres procédé permettant de limiter leur effet sur la santé finale de la pièce. Néanmoins, une telle modélisation requiert une connaissance du comportement du matériau et des propriétés associées. Cette étude propose un modèle de prédiction des contraintes résiduelles lors du refroidissement de stratifiés composite thermoplastiques. Il se base sur la théorie modifiée des stratifiés, adaptée à des empilements d'orientation quelconque. Le modèle développé prend en compte les transferts thermiques à travers l'épaisseur du stratifié, couplés à la cinétique de cristallisation. Le développement des propriétés mécaniques du matériau au cours du refroidissement est intégré à l'aide d'une loi de comportement linéaire élastique incrémentale, intégrant également les déformations d'ordre thermique et de cristallisation. Afin d'alimenter ce modèle, les propriétés thermo-mécaniques d'un matériau unidirectionnel (UD) à fibres de verre et matrice PA 6.6 ont été caractérisées. L'impact de différents paramètres (taux de fibres, empilement, vitesse de refroidissement) sur les niveaux de contraintes est discuté, menant à l'identification des paramètres permettant de limiter ces contraintes.

### **Abstract**

The prediction of process-induced stresses during the cooling of thermoplastic composites still represents a challenge for the scientific community. A precise determination of these stresses is necessary in order to optimize the process conditions and thus lower the stresses impact on the final part health. However, such a modeling requires the identification of the material constitutive law and the associated physical properties. A model is proposed to predict the development of residual stresses during cooling of thermoplastic composites. It relies on the nonlinear laminate theory, which has been adapted to arbitrary layup sequences. The developed model takes into account heat transfers through the thickness of the laminate, coupled with the crystallization kinetics. The development of the composite mechanical properties during cooling is addressed by an incremental linear elastic constitutive law, which also considers thermal and crystallization strains. In order to feed the aforementioned model, the thermomechanical properties of a unidirectional (UD) glass fiber and PA6.6 matrix have been characterized. The impact of several parameters (*e.g.* the fiber volume fraction, the ply sequence and the cooling rate) on the residual stresses intensity is discussed, allowing the identification of the material and process related parameters that lower the residual stresses.

**Mots Clés :** composite thermoplastique, prédiction des contraintes résiduelles, propriétés thermomécaniques, caractérisation.

**Keywords:** thermoplastic composite, process-induced stresses prediction, thermomechanical properties, characterization.

## 1. Introduction

Les procédés de mise en forme des composites thermoplastiques mènent inévitablement à l'apparition et au développement de contraintes résiduelles. Ces contraintes sont majoritairement dues à la différence de coefficient de dilatation thermique entre les fibres et la matrice, au retrait de cristallisation de la matrice et, dans les stratifiés, à la différence de comportement entre deux plis d'orientations différentes [1]. D'autres paramètres influents sur l'apparition, le développement et l'intensité de ces contraintes sont listés dans [1]. Parmi ceux-ci, on retrouve le taux volumique de fibres, la séquence d'empilement ou la vitesse de refroidissement. Les contraintes résiduelles peuvent induire de nombreuses conséquences sur les pièces réalisées [2], influençant leur forme et leur santé finale, ce qui inclut l'initiation de microfissures à différentes échelles et l'altération des propriétés mécaniques.

La prédiction des contraintes liées à la mise en forme permet d'optimiser les conditions du procédé et les paramètres matériau afin de minimiser leur intensité et donc leurs conséquences sur la pièce finale. Néanmoins, cette prédiction nécessite une modélisation fine du comportement thermomécanique du matériau durant le refroidissement, prenant en compte plusieurs phénomènes physiques parfois couplés. Différentes études se sont intéressées à la modélisation des contraintes résiduelles lors du refroidissement des composites thermoplastiques [3]. On retrouve majoritairement l'emploi de deux méthodes : la méthode des éléments finis et la théorie classique des stratifiés (CLT, pour Classical Laminare Theory). Dans le cas de stratifiés asymétriques croisés, la CLT s'est montrée inefficace dans la reproduction des formes cylindriques obtenues expérimentalement [4], et ne prédisait que des formes en selles de cheval. L'introduction de non-linéarités dans les champs de déformation, menant à la théorie modifiée des stratifiés [4], a permis de surmonter ce problème. Malheureusement, la plupart des études réalisées à l'aide de la CLT modifiée s'intéressent à des matériaux thermodurcissables, et ne prennent en compte ni l'évolution des propriétés mécaniques du matériau au cours du refroidissement, ni les possibles gradients de température et d'avancement à travers l'épaisseur du stratifié, qui peuvent être cruciaux lors de l'étude de composites thermoplastiques.

Devant ce constat, un modèle de prédiction des contraintes résiduelles lors du refroidissement de composites thermoplastiques, basé sur la théorie modifiée des stratifiés, est proposé. Celui-ci prend en compte les transferts thermiques à travers l'épaisseur du stratifié, couplés à la cinétique de cristallisation. L'évolution des propriétés mécaniques du matériau au cours du refroidissement est traitée à l'aide d'une loi de comportement linéaire élastique incrémentale [5]. Cette dernière considère également les déformations thermiques et de cristallisation. Ce modèle est décrit dans la section suivante. Il est appliqué à un matériau de type unidirectionnel (UD) à base de fibres de verre et matrice PA 6.6 à viscosité réduite, qui est introduit par la suite. La caractérisation des propriétés du matériau nécessaires à l'alimentation du modèle est également présentée. Celle-ci est réalisée à l'aide de deux approches. Premièrement, les propriétés de la matrice sont caractérisées. Connaissant les propriétés des fibres et à l'aide de méthodes d'homogénéisation simples, les propriétés du composite sont estimées. Deuxièmement, les propriétés du composite sont directement identifiées à l'aide de différents essais mécaniques. Finalement, on s'intéresse à l'étude du développement des contraintes résiduelles lors du refroidissement de stratifiés composés de 8 plis. L'effet de différents paramètres, tels que la séquence d'empilement, le taux volumique de fibres et la vitesse de refroidissement, est investigué.

## 2. Prédiction des contraintes résiduelles

La théorie modifiée des stratifiés, comme proposée dans [4], part d'un postulat du champ de déplacement du stratifié. L'expression de ses trois composantes ( $u, v, w$ ) suivant les trois directions principales ( $x, y, z$ ) est choisie de manière à reproduire les formes observées expérimentalement sur des stratifiés asymétriques. Généralement, le déplacement hors-plan  $w$  est de la forme :

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

où  $a$  et  $b$  sont les courbures suivant les axes  $x$  et  $y$ , respectivement. Le champ de déplacement considéré dans cette étude est issu des travaux de Dano *et al.* [6], et permet de prendre en compte des plis d'orientation quelconque. Les déplacements hors-plan étant considérés comme très grands devant l'épaisseur du stratifié, les déformations dans le plan  $\varepsilon$  peuvent être calculées à l'aide de l'approximation de von Karman du tenseur des déformations de Green. L'énergie potentielle élastique totale du stratifié  $W$  s'exprime à l'aide de (Eq. 2), où  $\sigma_{ij}$  et  $\varepsilon_{ij}$  sont les composants des tenseurs de contrainte et de déformation, respectivement, et  $V$  est le volume du stratifié.

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

L'évolution des propriétés mécaniques du composite au cours du refroidissement est prise en compte à l'aide d'une forme incrémentale de la loi de comportement élastique linéaire (Eq. 3), où  $C_{ijkl}$ ,  $\alpha_{kl}$  et  $\beta_{kl}$  sont les composantes des tenseurs de rigidité, de dilatation thermique et de retrait de cristallisation, respectivement,  $\Delta\sigma_{ij}$  et  $\Delta\varepsilon_{kl}$  sont les incréments des composants des tenseurs de contraintes et de déformations, respectivement, et  $\Delta T$  et  $\Delta c$  sont les incréments de température et de cristallisation entre deux pas de temps successifs, respectivement.

$$\Delta\sigma_{ij} = C_{ijkl}(\Delta\varepsilon_{kl} - \alpha_{kl}\Delta T - \beta_{kl}\Delta c) \quad (\text{Eq. 3})$$

La modélisation des transferts thermiques couplés à la cinétique de cristallisation est traitée à l'aide d'un schéma en différences finies 1D à travers l'épaisseur du stratifié, basé sur les travaux de Faraj *et al.* [7]. Ainsi, les distributions de température  $T$  et de cristallinité relative  $c$  à travers l'épaisseur du stratifié sont calculées à chaque pas de temps.

D'après le théorème de Lagrange-Dirichlet, l'équilibre mécanique du stratifié est vérifié si la dérivée première de l'énergie  $W$  est nulle. Cette minimisation de l'énergie potentielle mène, comme sous-produits, aux courbures  $a$  et  $b$ . Le champ de déplacement  $(u, v, w)$  peut alors être calculé, de même que la distribution des déformations  $\varepsilon_{ij}$ . Finalement, les composantes du tenseur des contraintes  $\sigma_{ij}$  sont obtenues à l'aide de (Eq. 3), menant aux contraintes résiduelles et à leur distribution à travers l'épaisseur du stratifié.

### 3. Matériau et méthode

Le matériau d'intérêt de cette étude est un UD à matrice PA 6.6 et fibres longues de verre, fourni par Solvay. Les échantillons de matrice pure et de composites ont été obtenus par injection et thermocompression, respectivement. Tous les échantillons étaient conditionnés sous vide (-0,09 MPa) et à une température de 90°C pendant au moins 10 heures avant d'être testés, afin d'assurer une teneur en eau inférieure à 0,35%.

La matrice pure a été caractérisée à l'aide de deux appareils différents. Son module de stockage élastique  $E'$  a été déterminé à l'aide d'une DMA Mettler Toledo DMA 1. Des essais de flexion 3 points ont été réalisés sous une fréquence de 1 Hz sur 5 échantillons différents, de dimensions 4,9 x 9,8 x 40,0 mm<sup>3</sup>. Les échantillons sont chauffés de -100°C à 150°C à une vitesse de 2K.min<sup>-1</sup>. Un dilatomètre volumique à piston, le PvT-XT [8], a ensuite été utilisé afin de caractériser les variations de volume de la matrice au cours du refroidissement, sous une pression donnée. Des échantillons cylindriques de diamètre 8mm pour 16mm de haut ont été testés avec ce dispositif, à trois niveaux de pression (*i.e.* 20, 30 et 40 MPa). Les échantillons sont fondus à une température de 290°C, puis refroidis jusqu'à la température ambiante de 25°C à une vitesse de -2K.min<sup>-1</sup>.

L'évolution du volume avec la température est par la suite analysée, permettant d'obtenir les coefficients volumiques de dilatation thermique et de retrait de cristallisation. De plus, les essais ayant été réalisés sous différents niveaux de pression, il est possible d'estimer le module de compressibilité de la matrice  $K$  à l'aide de (Eq. 4).

$$K = -V_0 \left. \frac{\Delta P}{\Delta V} \right|_{T,c}, \quad (\text{Eq. 4})$$

où  $V_0$  est le volume de référence à la pression  $P_0$ ,  $\Delta P$  est l'incrément de pression entre  $P_0$  et  $P_1$ ,  $\Delta V$  est la variation de volume du matériau entre  $V_0$  et  $V_1$ ,  $T$  est la température et  $c$  la cristallinité relative. Cette relation s'applique si l'échantillon est soumis à une pression hydrostatique.

Les propriétés mécaniques du composite ont été caractérisées à l'aide de différentes méthodes expérimentales. Des essais de traction à 25°C ont été réalisés sur des éprouvettes composées de 8 plis d'UD, de dimensions totales d'environ 3,4 x 26,0 x 200,0 mm<sup>3</sup>. Deux séquences d'empilement ont été testées :  $[\pm 45_2]_S$  et  $([0/90]_2)_S$ . L'analyse des courbes contrainte-déformation de ces différentes éprouvettes a permis de déterminer le module de cisaillement dans le plan  $G_{LT}$ , le module de Young transverse  $E_T$  et le coefficient de Poisson dans le plan  $\nu_{LT}$ .

#### 4. Caractérisation expérimentale du matériau

L'évolution avec la température du module de stockage élastique  $E'$  de la matrice est représentée en (Fig. 1a). Elle est comparée à des résultats obtenus dans une étude précédente [9] sur un matériau similaire. On observe que le module décroît avec l'augmentation de température, et une transition est visible aux alentours de la température de transition vitreuse  $T_g$ , dont la valeur est d'environ 65°C. Les courbes issues de quatre autres essais présentent un écart inférieur à 5% par rapport à celle présentée en (Fig. 1a) et ne sont pas présentées ici. Un très bon accord est observé entre les valeurs obtenues par DMA et celles issues de la littérature.

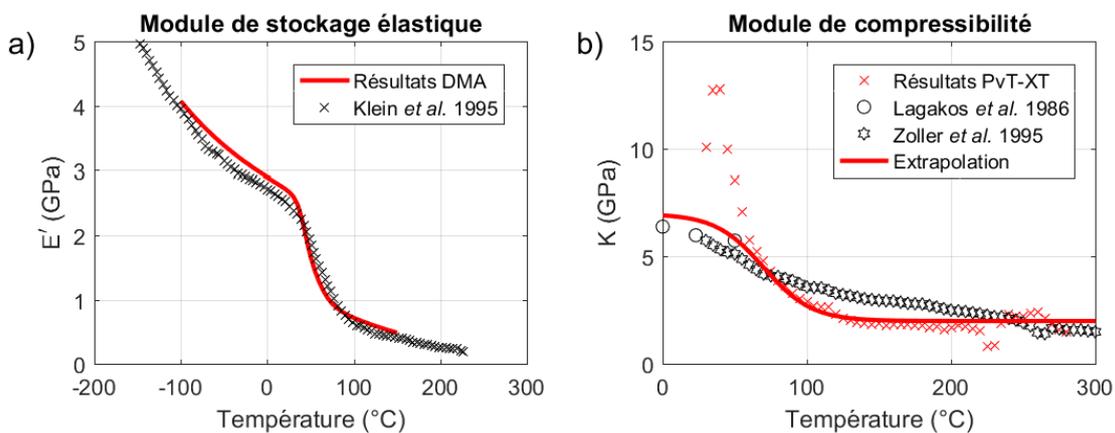


Fig. 1. a) Evolutions de  $E'$  déterminé en DMA et issu de [9] b) Evolutions de  $K$  déterminé par essais sur le PvT-XT, et issus de [10,11].

Le module de compressibilité obtenu à l'aide du PvT-XT et de la relation (Eq. 4) est représenté en (Fig. 1b), avec des valeurs issues de deux autres études [10,11]. Ici aussi, on remarque une chute du module avec l'augmentation de la température, la majeure partie de la diminution du module ayant lieu entre 25°C et la  $T_g$ . Toutefois, il est à noter que le PvT-XT ne permet pas d'appliquer une pression parfaitement hydrostatique lorsque la température de l'échantillon est inférieure à sa  $T_g$ . Par conséquent, les valeurs estimées de  $K$  sous la  $T_g$  ne sont pas fiables. Les valeurs issues de la littérature représentent donc la seule source d'information sur  $K$  entre 25°C et  $T_g$ . Une extrapolation des valeurs issues de la mesure sur le PvT-XT sur cette gamme de température est donc proposée et présentée en (Fig. 1b), ainsi qu'en (Fig. 2a) sur une gamme de température étendue de -100 à

300°C. A partir des valeurs déterminées de  $E'$  et  $K$ , et à l'aide des relations entre modules élastiques pour les solides homogènes et isotropes, il est possible de calculer l'évolution du module de cisaillement  $G$  et du coefficient de Poisson  $\nu$  de la matrice. Ces propriétés sont également représentées en (Fig. 2a). Le PvT-XT a également permis d'identifier le coefficient de retrait volumique de cristallisation de la matrice  $\beta_{VM}$  [7,8], menant à une valeur de  $-4,2 \pm 0.2 \%$ . Les variations du volume spécifique de la matrice au cours du refroidissement donnent également une information sur le coefficient de dilatation thermique volumique de la matrice  $\alpha_{VM}$ . L'évolution de cette grandeur avec la température est représentée en (Fig. 2b) et comparée à des valeurs issues de la littérature [11-13]. Trois zones sont observables sur cette évolution. Les valeurs de  $\alpha_{VM}$  diminuent avec la température de 300 à 230°C, la matrice cristallisant alors progressivement. Suite à la cristallisation (230°C) et jusqu'à environ 150°C, le coefficient  $\alpha_{VM}$  augmente. Cette augmentation est associée par les différents auteurs à la transition de Brill du matériau qui a lieu aux alentours de 150°C. Enfin, le coefficient diminue de 150°C à -100°C.

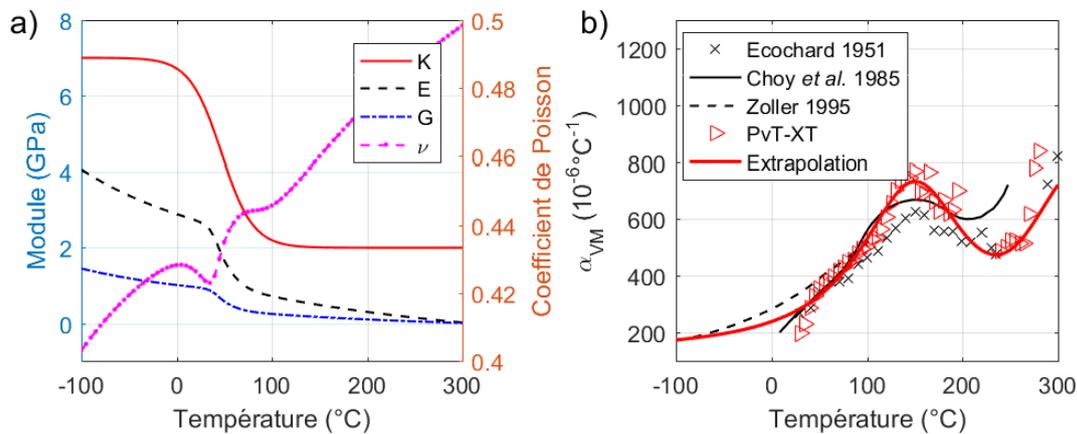


Fig. 2. Evolution des propriétés thermo-élastiques du PA 6.6 : a) modules élastiques et b) coefficient de dilatation thermique volumique

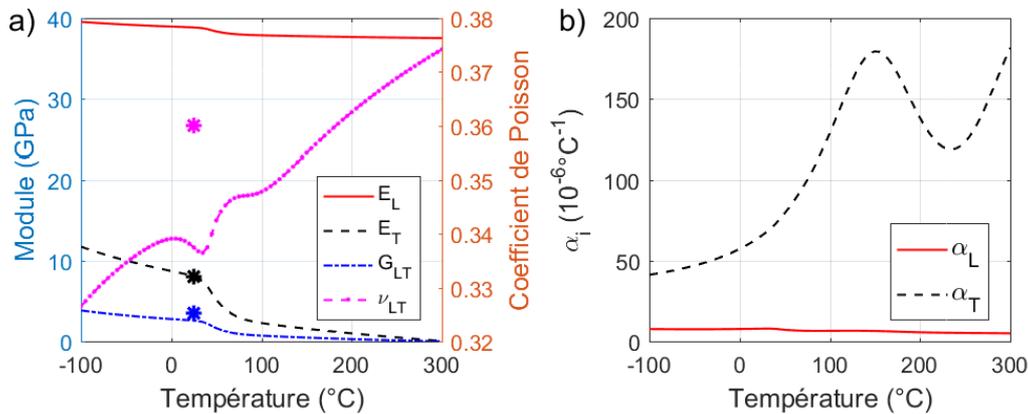


Fig. 3. Evolution des propriétés thermo-élastiques du composite, pour un taux volumique de fibres de 50% : a) modules élastiques et b) coefficients de dilatation thermique linéaires. Les valeurs représentées à l'aide de "\*" correspondent aux valeurs déterminées expérimentalement par essais de traction.

Les propriétés mécaniques des fibres de verre étant connues, il est possible d'estimer les propriétés du composite, pour un taux volumique de fibres donné, à l'aide de méthodes d'homogénéisation. Les propriétés qui sont nécessaires à l'alimentation du modèle sont les modules de Young longitudinal et transverse  $E_L$  et  $E_T$ , le module de cisaillement dans le plan  $G_{LT}$ , le coefficient de Poisson dans le plan  $\nu_{LT}$  ainsi que les coefficients de dilatation thermique  $\alpha_L$  et  $\alpha_T$ , et de retrait chimique  $\beta_L$  et  $\beta_T$ . Les modules élastiques sont déterminés à l'aide des bornes de Voigt ( $E_L$ ,  $\nu_{LT}$ ) et Reuss ( $E_T$ ), ainsi qu'à l'aide d'un modèle basé sur une fibre cylindrique entourée de résine (pour la

détermination de  $G_{LT}$  [14]. Les coefficients de dilatation thermique et de retrait de cristallisation sont quant à eux obtenus à l'aide des relations données par Schapery [15]. L'évolution des modules élastiques et des coefficients de dilatation thermique en fonction de la température sont représentées en (Fig. 3a) et (Fig. 3b), respectivement, pour un taux volumique de fibres de 50%. Les résultats issus des essais de traction décrits dans la section précédente apparaissent sur la même figure. Les modules prédits à 25°C sont en excellent accord avec ces valeurs expérimentales, ce qui conforte la méthode d'estimation des propriétés mécaniques du composite. Le coefficient de dilatation dans la direction longitudinale aux fibres  $\alpha_L$  est négligeable devant le coefficient suivant la direction transverse  $\alpha_T$ , les propriétés des fibres pilotant le comportement du matériau suivant la direction longitudinale.

## 5. Résultats numériques et discussion

### 5.1 Etude initiale

Le modèle est dans un premier temps appliqué à l'étude d'un stratifié dont la séquence d'empilement, intitulée PS1, est  $[90_4 0_4]$ . Il est refroidi de 240°C à 20°C à une vitesse de  $-2\text{K}\cdot\text{min}^{-1}$ . Ses dimensions sont  $480 \times 480 \times 3,4 \text{ mm}^3$ . L'évolution de ses courbures et des formes associées sont données en (Fig. 4a) et (Fig. 4b), respectivement. Aucune courbure n'est visible jusqu'à ce que la cristallisation commence ( $T_c = 230^\circ\text{C}$ ). En dessous de  $T_c$ , une forme unique en selle de cheval ( $a = -b$ ) est observée, entre  $T_c$  et 215°C. A 215°C, un point de bifurcation apparaît, menant à trois formes différentes possibles présentées en (Fig. 4b). La première, représentée en pointillés sur la (Fig. 4a), est une forme cylindrique d'axe  $y$  ( $a \ll 0, b \approx 0$ ). La seconde, représentée en tirets et points alternés, est une forme cylindrique d'axe  $x$  ( $a \approx 0, b \gg 0$ ). La dernière, représentée en tirets, est une forme en selle de cheval ( $b > 0, a = -b$ ). Il est à noter que cette dernière n'est pas stable énergétiquement, à la différence des deux formes cylindriques qui le sont. L'évolution de ces courbures est non-linéaire, ce qui est dû au développement des propriétés du composite au cours du refroidissement.

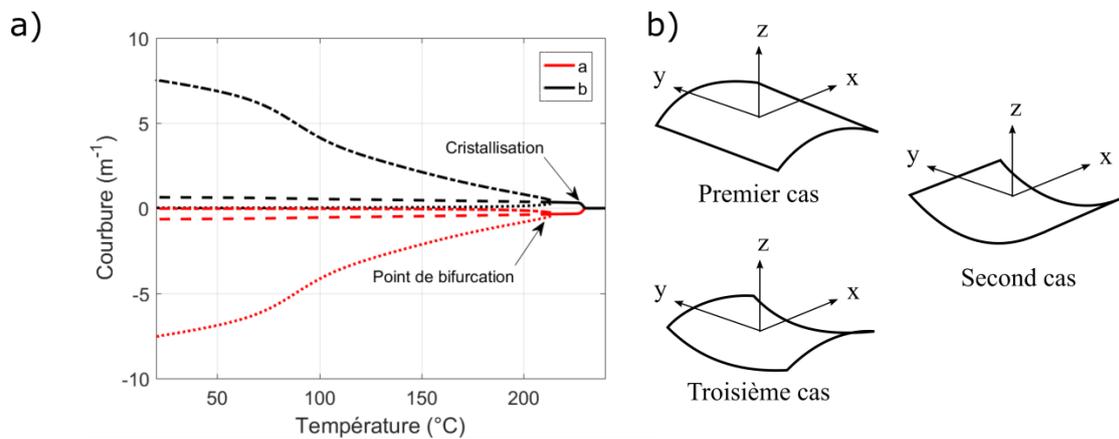


Fig. 4. a) Evolution des courbures pour le stratifié  $[90_4 0_4]$  de l'étude initiale au cours du refroidissement  
b) Représentation des différentes formes associées aux courbures précédentes.

Le développement de microfissures et la décohésion à l'interface entre fibres et matrice sont des facteurs majeurs influençant la santé matière de la pièce réalisée. Dans le cas du composite étudié, la composante transverse aux fibres dans le plan  $\sigma_{22}$  du tenseur des contraintes est la plus à même de produire ce type de phénomènes [14], la résistance à la rupture dans cette direction étant plus faible que dans la direction longitudinale aux fibres [16]. La distribution à travers l'épaisseur  $z$  de la composante du tenseur des contraintes  $\sigma_{22}$  est représentée en (Fig. 5a), dans le cas du cylindre d'axe  $y$ , à 25°C. Les valeurs pour  $z < 0$  correspondent aux plis à  $90^\circ$ , et celles pour  $z > 0$  aux plis à  $0^\circ$ . Tous les plis sont soumis à de la traction dans la direction transverse aux fibres, l'intensité de cette composante du tenseur des contraintes étant supérieure dans les plis à  $0^\circ$ . La décohésion à

l'interface fibre/matrice étant généralement due à un état de traction, on s'intéressera donc à l'intensité des contraintes de traction et notamment à leur valeur maximale  $\sigma_{22 \max}$ . Cette valeur est atteinte dans le pli à  $0^\circ$  supérieur, pour  $z = 1,7$  mm. L'influence de différents paramètres sur son intensité, fera l'objet des sous-sections suivantes.

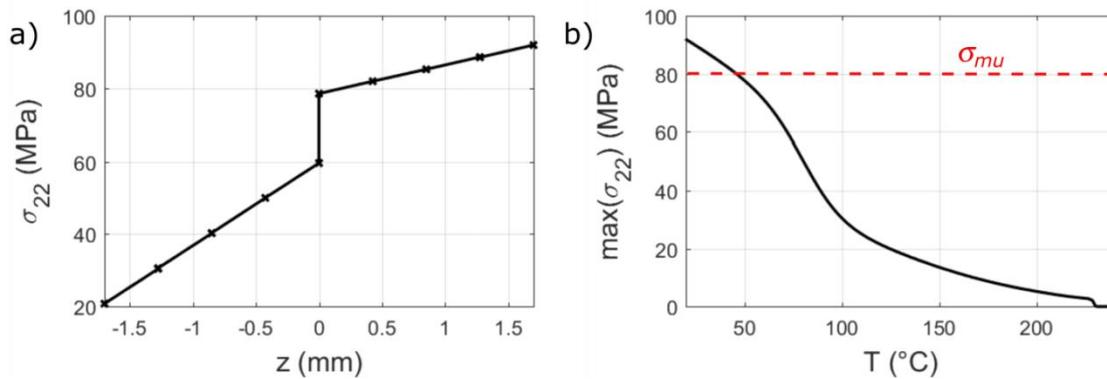


Fig. 5. a) Distribution de  $\sigma_{22}$  à travers l'épaisseur  $z$  du stratifié après le refroidissement du stratifié  $[90_4 0_4]$   
b) Evolution de la valeur maximale de  $\sigma_{22}$  au cours du refroidissement pour le stratifié précédent.

L'évolution de  $\sigma_{22 \max}$  au cours du refroidissement est représentée en (Fig. 5b) en fonction de la température  $T$  imposée en paroi du stratifié. On remarque que cette grandeur augmente à partir de la cristallisation, quand les propriétés mécaniques du composite se développent, et s'amplifie majoritairement durant la transition vitreuse (de 100 à 25°C). La contrainte à la rupture de la matrice  $\sigma_{mu} = 80$  MPa est également représentée en (Fig. 5b). Elle est dépassée aux alentours de  $T = 45^\circ\text{C}$ . Il y a donc, en théorie, un risque d'apparition de décohésion à l'interface fibres/matrice dans le composite.

Ces résultats sont toutefois à nuancer du fait de l'approche employée. En effet, on s'intéresse à la distribution des contraintes dans les plis, considérés comme des matériaux homogènes. La présence de fibres et de possibles concentrations de contraintes à l'interface fibres/matrice n'est pas prise en compte. Il est donc possible qu'à l'échelle des fibres, la contrainte à la rupture de la matrice soit dépassée avant  $T = 45^\circ\text{C}$ . Cette limite du modèle sera abordée dans les perspectives de ces travaux. Expérimentalement [16], la décohésion à l'interface fibres/matrice a même été observée à partir d'une contrainte appliquée de 40MPa dans la direction transverse aux fibres. Il est probable que les contraintes accumulées dans le matériau se relaxent suite à cette décohésion, menant à des contraintes résiduelles plus faibles que celles prédites par le modèle.

## 5.2 Influence du taux volumique de fibres

L'influence du taux volumique de fibres sur la valeur de  $\sigma_{22 \max}$  est étudiée sur l'empilement PS1, refroidi à la vitesse de  $-2 \text{ K}\cdot\text{min}^{-1}$ . Les valeurs finales de  $\sigma_{22 \max}$ , pour différents taux volumiques de fibres  $v_f$  entre 30 et 70%<sub>vol</sub>, sont données en (Tab.1).

$v_f$ (% <sub>vol</sub> )	30	40	50	60	70
$\sigma_{22 \max}$ (MPa)	90,2	92,1	91,9	89,9	85,8

Tab. 1. Influence du taux volumique de fibres  $v_f$  sur la valeur de  $\sigma_{22 \max}$  à  $25^\circ\text{C}$ .

L'influence de ce paramètre sur  $\sigma_{22 \max}$  n'est pas significative sur la gamme de taux de fibres considérée. Ces valeurs peuvent être interpolées à l'aide d'un polynôme d'ordre 2, donnant une valeur maximale de  $\sigma_{22 \max}$  atteinte aux alentours de 44%<sub>vol</sub> de fibres. Cette faible sensibilité au taux volumique de fibres est attribuée aux évolutions relatives des modules  $E_L$  et  $E_T$  comparées à celles de  $\alpha_{LL}$  et  $\alpha_{TT}$ . L'évolution de ces propriétés avec  $v_f$  est représentée en (Fig. 6). Les modules de Young augmentent avec l'élévation du taux de fibres, mais les coefficients de dilatation thermique

diminuent. En effet, la rigidité du verre est plus importante que celle du PA6.6, mais son coefficient de dilatation thermique est moindre que celui du PA6.6. Un effet de compensation est donc observé entre ces différentes propriétés. Dans tous les cas, la contrainte  $\sigma_{22 \max}$  est supérieure à la contrainte à la rupture de la matrice  $\sigma_{mu}$ .

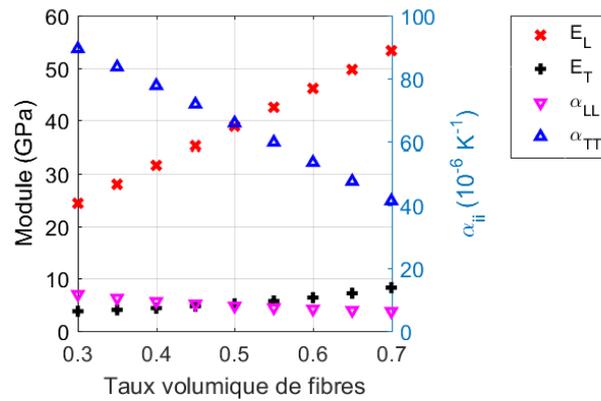


Fig. 6. Evolution de  $E_L$ ,  $E_T$ ,  $\alpha_{LL}$  et  $\alpha_{TT}$  en fonction du taux volumique de fibres  $v_f$  à 25°C.

Ici encore la présence de fibres et de possibles concentrations de contraintes n'est pas prise en compte et ces contraintes sont celles calculées dans un matériau homogène équivalent. Le taux de fibres aurait inévitablement un plus fort impact sur les concentrations de contraintes à l'échelle des fibres.

### 5.3 Influence de l'empilement

Différentes séquences d'empilement ont été testées, pour une valeur de  $v_f = 50\%_{vol}$  et une vitesse de refroidissement de  $-2K.min^{-1}$ . Dans un premier temps, on s'intéresse à des stratifiés croisés, ne faisant intervenir que des plis à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ . Les séquences d'empilement étudiées sont résumées dans le (Tab. 2).

	PS1	PS2	PS3	PS4	PSE
Séquence	$[90_4 0_4]$	$[90_3 0/90 0_3]$	$[90_2 0_2]_2$	$[90 0]_4$	$([90 0]_2)_S$
$\sigma_{22 \max}$ (MPa)	91,9	91,7	89,8	89,7	85,6

Tab. 2. Séquences d'empilements croisés.

On remarque que plus on se rapproche d'un empilement symétrique (PSE), plus la contrainte  $\sigma_{22 \max}$  diminue. Néanmoins, les valeurs restent supérieures à la contrainte à la rupture de la matrice, et l'impact de l'empilement lorsque les plis sont croisés ne permet pas une diminution drastique de la contrainte  $\sigma_{22 \max}$ . Les plis croisés à  $0$  et  $90^\circ$  représentent donc une situation extrême dans l'étude de stratifiés.

Dans un second temps, on s'intéresse à des stratifiés dont les séquences d'empilement sont de la forme  $[+\theta_4 -\theta_4]$  et  $[45+\theta_4 45-\theta_4]$ , que l'on nommera  $\pm\theta$  et  $45\pm\theta$ ,  $\theta$  pouvant prendre les valeurs de  $15^\circ$ ,  $30^\circ$  et  $45^\circ$ . Il est à noter que l'empilement croisé PS1 correspond à l'empilement  $45\pm 45$ . L'évolution au cours du refroidissement de la contrainte  $\sigma_{22 \max}$  pour ces différents empilements est présentée en (Fig. 7). Pour une même valeur de  $\theta$ , il apparaît que l'empilement  $\pm\theta$  génère moins de contraintes résiduelles que le  $45\pm\theta$ . De plus, plus la valeur de  $\theta$  est faible et plus la contrainte maximale l'est aussi. En effet, la différence de propriétés entre les deux ensembles de plis successifs devient de plus en plus faible avec la diminution de  $\theta$ . Le comportement de l'ensemble des plis orientés à  $+\theta$  est donc moins entravé par l'autre ensemble de plis. Une diminution drastique du niveau de contrainte est visible entre les valeurs de  $\theta$  de  $45$  et  $30^\circ$ , permettant ainsi de passer sous la contrainte à la rupture de la matrice.

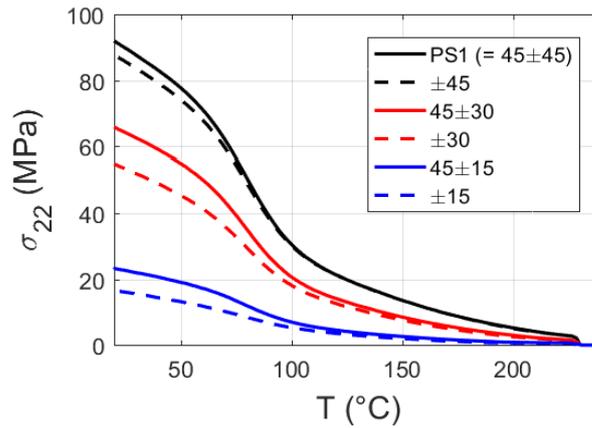


Fig. 7. Evolution de la contrainte  $\sigma_{22 \max}$  au cours du refroidissement pour les empilements  $\pm\theta$  et  $45\pm\theta$ .

#### 5.4 Influence de la vitesse de refroidissement

Finalement, on s'intéresse à l'influence de la vitesse de refroidissement sur les contraintes résiduelles développées dans un stratifié d'empilement PS1, de taux volumique de fibres  $v_f = 50\%_{\text{vol}}$ . Les vitesses de refroidissement imposées en paroi étaient alors de -2, -20, -200 et -500  $\text{K}\cdot\text{min}^{-1}$ . La valeur finale à 25°C de  $\sigma_{22 \max}$  associée à chaque vitesse de refroidissement est donnée dans le (Tab. 3).

Vitesse ( $\text{K}\cdot\text{min}^{-1}$ )	-2	-20	-200	-500
$\sigma_{22 \max}$ (MPa)	91,9	91,6	89,6	87,7

Tab. 3. Influence de la vitesse de refroidissement sur  $\sigma_{22 \max}$ .

On remarque que plus la vitesse de refroidissement est élevée et moins la valeur finale de  $\sigma_{22 \max}$  est importante. Ceci s'explique par le fait que plus la vitesse de refroidissement est grande et plus la température à laquelle la cristallisation débute est faible. Les contraintes s'accumulent à partir de la cristallisation, si celle-ci débute plus tard alors moins de contraintes seront développées dans le matériau. Cet effet est néanmoins compensé par la présence de gradients de transformation et de température, qui amplifient l'intensité des contraintes [5].

#### 6. Conclusion et perspectives

Un modèle de prédiction des contraintes résiduelles dans un composite thermoplastique durant son refroidissement a été présenté. Celui-ci se base sur la théorie modifiée des stratifiés et prend en compte le développement des propriétés mécaniques du composite. Les transferts thermiques à travers l'épaisseur du stratifié et la cinétique de cristallisation sont également considérés, de même que les déformations associées. Afin d'alimenter ce modèle, un composite à matrice PA6.6 et fibres longues de verre a été caractérisé. Les propriétés du composite ont été obtenues d'une part à l'aide des propriétés de la matrice, des fibres et de différentes approches d'homogénéisation, ainsi que par une approche expérimentale. Un excellent accord a été trouvé entre les deux approches. L'exploitation du modèle a permis d'étudier l'influence de différents paramètres (*i.e.* le taux volumique de fibres, la séquence d'empilement et la vitesse de refroidissement) sur les contraintes résiduelles. La séquence d'empilement a ainsi un rôle prépondérant dans l'intensité des contraintes, le modèle semblant être moins sensible aux autres paramètres.

Ces résultats sont néanmoins à considérer avec prudence. En effet, cette étude se concentre sur le comportement des plis homogènes équivalents et ne rend pas compte de l'influence des fibres et de l'interface fibres/matrice sur la distribution des contraintes dans le stratifié. Il sera donc nécessaire de compléter cette étude par une approche à l'échelle de la microstructure. Ce travail sera également

complété par l'étude de l'influence de la présence d'une fine couche de matrice pure entre deux plis successifs, qui a été observée lors de la réalisation de plaques de composite.

## 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.P. PARLEVLIET, H.E.N. BERSEE, A. BEUKERS, « Residual stresses in thermoplastic composites – a study of the literature. Part I: Formation of residual stresses ». *Comp. Part A Appl. Sci. Manuf.*, Vol. 37, pp. 1847-1857, 2006.
- [2] P.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 Appl. Sci. Manuf.*, Vol. 38, pp. 1581-1596, 2007.
- [3] I. BARAN, K. CINAR, N. ERSOY, R. AKKERMAN, J.H. HATTEL, « A review on the mechanical modeling of composite manufacturing processes ». *Arch. Comput. Meth. Eng.*, Vol. 24, pp. 365-395, 2017.
- [4] M.W. HYER, « Calculation of the room-temperature shapes of unsymmetric laminates ». *J. Compos. Mat.*, Vol. 15, pp. 296-310, 1981.
- [5] T.J. CHAPMAN, J.W. GILLESPIE, R.B. PIPES, « Prediction of process-induced residual stresses in thermoplastic composites ». *J. Compos. Mat.*, Vol. 24, pp. 616-643, 1990.
- [6] M.-L. DANO, M.W. HYER, « Thermally-induced deformation behavior of unsymmetric laminates ». *Int. J. Sol. Struct.*, Vol. 38, pp. 2101-2120, 1998.
- [7] J. FARAJ, B. PIGNON, J.-L. BAILLEUL, N. BOYARD, D. DELAUNAY, G. ORANGE, « Heat transfer and crystallization modeling during compression molding of thermoplastic composite parts ». *Key Eng. Mater.*, Vol. 651, pp. 1507-1512, 2015.
- [8] B. PIGNON, X. TARDIF, N. LEFEVRE, V. SOBOTKA, N. BOYARD, D. DELAUNAY, « A new PvT device for high performance thermoplastics: Heat transfer analysis and crystallization kinetics identification ». *Polym. Testing*, Vol. 45, pp. 152-160, 2015.
- [9] N. KLEIN, G. MAROM, A. PEROGETTI, C. MIGLIARESI, « Determining the role of interfacial transcrystallinity in composite materials by dynamic mechanical thermal analysis ». *Composites*, Vol. 26, pp. 707-712, 1995.
- [10] N. LAGAKOSS, J. JARZYNSKI, J.H. COLE, J.A. BUCARO, « Frequency and temperature dependence of elastic moduli of polymers ». *J. Appl. Phys.*, Vol. 59, pp. 4017-4031, 1986.
- [11] P. ZOLLER, D.J. WALSH, *Standard Pressure-volume-Temperature data for polymers*, pp. 289-290, Technomic Publishing Co., Lancaster, Basel, 1995.
- [12] F. ECOCHARD, « Propriétés de dilatation thermique des polyamides ». *J. Polym. Sci.*, Vol. 6, pp. 601-608, 1951.
- [13] C.L. CHOY, W.P. LEUNG, E.L. ONG, « Thermal expansivity of oriented nylon-6 and nylon-6,6 ». *Polym.*, Vol. 26, pp. 884-888, 1985.
- [14] J.-M. BERTHELOT, *Matériaux composites – Comportement mécanique et analyse des structures*, pp. 160-176, Editions TEC&DOC, Paris, 1999.
- [15] R.A. SCHAPERY, « Thermal expansion coefficients of composite materials based on energy principles ». *J. Compos. Mat.*, Vol. 2, pp. 380-404, 1968.
- [16] 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.