

Modélisation Thermo-Chimio-Mécanique des Composites Thermodurcissables : Étude des Déformations Induites par la Cuisson

Thermo-Chemo-Mechanical Modeling of Thermosetting Composites : Study of Cure-Induced Deformations

Sourour Traouli^{1,2}, Rima Sfar Zbed³, Mael Peron⁴, Vincent Sobotka¹, Steven Le Corre¹ et Jago Pridie⁵

1 : Nantes Université, CNRS, Laboratoire de thermique et énergie de Nantes, LTeN, UMR 6607, F-44000 Nantes, France
e-mail : sourour.traouli@univ-nantes.fr,vincent.sobotka@univ-nantes.fr et steven.lecorre@univ-nantes.fr

2:Airbus SAS, 2 rond-point Emile Dewoitine 31700 Blagnac, France

3:IRT Saint Exupéry3 rue Tarfaya, CS 34436, 31405 Toulouse

4 : Nantes Université, École Centrale Nantes, CNRS, GeM, UMR 6183, F-44600, France
e-mail : mael.peron@univ-nantes.fr

5 : Airbus Atlantic, Rue de l'Aviation, 44340 Bouguenais, France
e-mail : jago.pridie@airbus.com

Résumé

Cette étude examine les déformations thermiques et chimiques de stratifiés composites thermodurcissables unidirectionnels durant leur cycle de cuisson à l'aide du dispositif innovant PvT-HADDOC. Cet appareil permet la mesure simultanée des déformations anisotropes dans deux directions—à travers l'épaisseur et dans le plan—sous des conditions représentatives des procédés industriels. Un nouveau cycle de cuisson est proposé afin de découpler les phénomènes de compaction, de dilatation thermique, de retrait chimique et de contraction thermique. Les résultats mettent en évidence le comportement orthotrope des stratifiés, avec des différences de coefficients de dilatation thermique (CTE) et de retrait chimique (CCS) entre les directions transversales. Ces observations remettent en question l'hypothèse commune d'isotropie transverse dans les stratifiés unidirectionnels. L'étude souligne l'importance de modéliser et caractériser avec précision les interactions complexes lors de la cuisson des composites pour optimiser les procédés et améliorer les performances des matériaux.

Abstract

During the curing process of unidirectional thermosetting composite laminates, various coupled thermo-chemo-mechanical phenomena induce residual deformations that significantly influence the final dimensions and mechanical properties of the parts. The aim of this study is to provide a detailed experimental characterization and propose a modeling framework to predict these deformations throughout the cure. The PvT-HADDOC device is utilized to measure anisotropic deformations, including through-thickness and in-plane strains, under industrially representative conditions. A specific curing cycle is designed to decouple the contributions of compaction, thermal expansion, chemical shrinkage, and thermal contraction. The behavior laws associated with the variations in material properties during the curing process are established and validated. This study provides new insights into the orthotropic nature of the laminates and their deviation from transverse isotropy, challenging commonly held assumptions. The findings offer a robust foundation for improving process simulations and optimizing composite manufacturing to ensure dimensional accuracy and enhanced material performance.

Mots Clés : Thermoset, Thermomécanique, Anisotropie, Analytical modeling

Keywords : Thermodurcissable, Thermomécanique, Anisotropie, Modélisation

1. Introduction

Les composites thermodurcissables jouent un rôle central dans l'industrie aéronautique, où leur légèreté et leurs excellentes performances mécaniques en font des matériaux privilégiés pour la fabrication de structures complexes. Cependant, la maîtrise des procédés de fabrication reste un défi majeur, en particulier lors de la cuisson, qui est une étape cruciale influençant directement les dimensions finales, les propriétés mécaniques et la durabilité des pièces composites [1].

Pendant la cuisson, des phénomènes thermo-chimiques et mécaniques couplés, tels que le retrait chimique et l'expansion thermique, se produisent. Ces phénomènes, qui découlent de la transition de la matrice thermodurcissable d'un état visqueux à un état solide, sont la principale source de contraintes résiduelles et de déformations dans les structures composites. En aéronautique, où les tolérances dimensionnelles sont strictes, ces contraintes résiduelles peuvent affecter la qualité et la fiabilité des composants finaux.

Pour simuler et optimiser ces procédés, les coefficients de dilatation thermique (CTE) et de retrait chimique (CCS) sont des paramètres essentiels. Ils permettent de prédire le comportement des matériaux durant le cycle de cuisson et leur influence sur la forme finale des pièces. Toutefois, leur caractérisation expérimentale est souvent limitée à des échantillons simplifiés, ne reflétant pas toujours le comportement global des stratifiés dans des conditions représentatives des procédés industriels. Dans ce contexte, cette étude vise à approfondir la compréhension et la modélisation des interactions thermo-chimiques et mécaniques dans les stratifiés composites utilisés dans l'aéronautique. En s'appuyant sur des données expérimentales obtenues via le dispositif innovant PvT-HADDOC, cette recherche propose de décorrélérer les effets de l'expansion thermique et du retrait chimique pour fournir une modélisation plus robuste et réaliste des composites thermodurcissables.

2. Caractérisation du matériau étudié

Il s'agit d'un préimprégné thermodurcissable renforcé par des fibres de carbone à base d'une résine époxy. Cette résine est chargée de nodules thermoplastiques qui permettent d'améliorer la ténacité du matériau. Ainsi, le matériau est constitué de couches de résine renforcée de particules thermoplastiques, formant des inter-plies entre les plis de préimprégné composés de fibres et de matrice (voir Figure. 1).

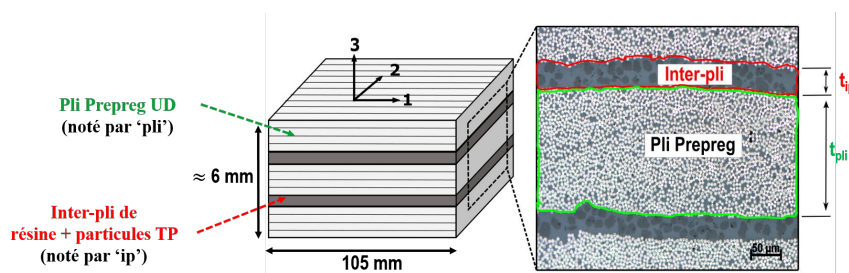


FIG. 1. Structure du matériau composite étudiée

2.1. Modèle cinétique

Les modèles cinétiques usuellement utilisés pour les résines époxy à nodules thermoplastiques sont ceux de Bailleul[2] et de Kamal Sourour[3, 4]. En s'appuyant sur le travail de Msalleem[5] sur la même résine, le modèle développé a été employé pour décrire la cinétique de polymérisation, et à l'aide d'une campagne de mesures calorimétriques par Differential Scanning Calorimetry (DSC), le modèle a été validé pour le matériau utilisé et est décrit comme suit

$$\frac{d\alpha}{dt} = G(\alpha) \cdot K_A(T) \cdot K_D(T, \alpha) \quad (\text{Eq. 1})$$

2.2. Mesure des déformations thermo-chimiques du stratifié

Cette étude s'intéresse uniquement aux empilements unidirectionnels. Afin d'étudier les déformations de cuisson du stratifié composite, un empilement de 30 plis unidirectionnels de dimensions représentatives 105x105 mm² est cuit dans le PvT-HADDOC[6, 7]. Il s'agit d'un dispositif expérimental original permettant de mesurer et de suivre les déformations anisotropes des composites thermodurcissables tout au long de leur cycle de mise en forme, sous des conditions représentatives des procédés industriels. Le schéma de principe du dispositif est donné en Figure. 2. Il permet ainsi la mesure simultanée des déformations de cuisson d'un échantillon composite dans deux directions : à travers l'épaisseur et le long de son plan. De plus, il permet d'obtenir d'autres grandeurs physiques telles que l'évolution de la réaction de polymérisation, la température des surfaces de l'échantillon et la pression appliquée pendant l'essai.

Le cycle de cuisson est présenté en Figure. 3(a) permet de découpler au mieux les phénomènes de compaction (phase 1), dilatation thermique (phase 2), retrait chimique (phase 3) et contraction thermique (phase 4) et d'analyser séparément le comportement du matériau en passant de l'état liquide à l'état solide réticulé. L'échantillon étudié a été soumis à un état de compression hydrostatique de l'ordre de 5 bars.

Les mesures obtenues présentées dans la Figure. 3(a) montrent des différences observées entre les déformations mesurées à travers les deux directions transverses tout au long du cycle de cuisson, mettant en évidence un comportement entièrement orthotrope du matériau et non pas isotrope transverse, contrairement à ce qu'un

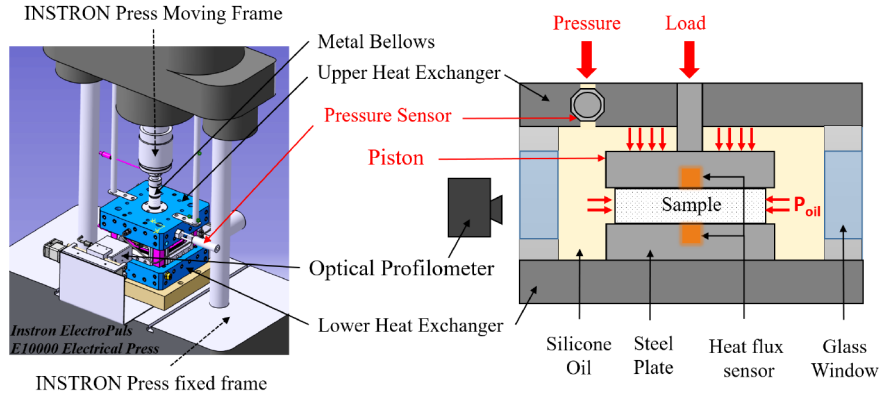


FIG. 2. Schéma de principe du PvT-HADDOC [6]

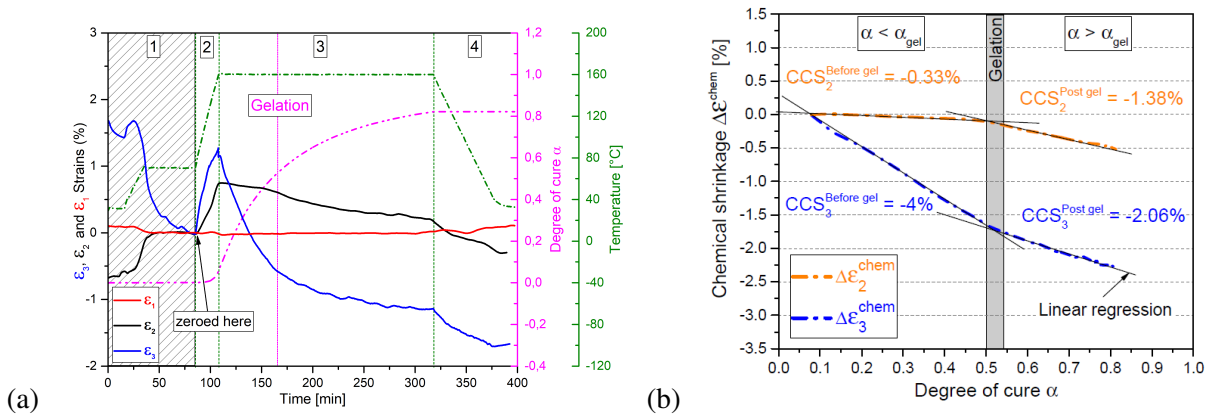


FIG. 3. (a) Déformations dans les trois directions de mesure, température de surface et avancement de la réaction, (b) Retrait chimique mesuré durant le palier de cuisson à 160°C [6]

empilement UD pourrait suggérer. En effet, les CTE mesurés aux états cru et cuit vitreux du matériau ainsi que les CCS qui correspondent à la phase avant et après gélification dans la direction 3 sont plus élevés que ceux mesurés dans la direction 2. En effet, il a été démontré que le stratifié étudié ayant un empilement UD ne se contracte pas de la même manière avant et après la gélification dans les deux directions transversales, contrairement à ce qui était communément admis. La dépendance linéaire du retrait chimique en fonction du degré de polymérisation présente un changement de pente autour du point de gel, comme illustré dans la Fig. 3(b).

3. Modèle multicouche et équations constitutives du stratifié

Le modèle thermo-mécanique multicouche proposé est basé sur la théorie classique des stratifiés (CLT) enrichie pour prendre en compte le comportement du matériau dans la direction 3. On considère un empilement bi-couche fait de plis unidirectionnel *pli* et d'inter-pli de résine *ip*.

1. Chaque couche est supposée être dans un état de contrainte plane sans cisaillement, décrit par :

$$\begin{cases} \sigma_3^{pli} = \sigma_{23}^{pli} = \sigma_{31}^{pli} = 0 \\ \sigma_3^{ip} = \sigma_{23}^{ip} = \sigma_{31}^{ip} = 0 \\ \sigma_{12}^{pli} = \sigma_{12}^{ip} = 0 \end{cases} \quad (\text{Eq. 2})$$

2. Seuls les états homogènes de contraintes et de déformations sont pris en considération, conformément aux essais expérimentaux menés avec le dispositif PvT-HADDOC. Dans le plan, la déformation du stratifié est modélisée selon les hypothèses de Kirchhoff-Love, donnant

$$\begin{cases} \varepsilon_1 = \varepsilon_1^{pli} = \varepsilon_1^{ip} \\ \varepsilon_2 = \varepsilon_2^{pli} = \varepsilon_2^{ip} \end{cases} \quad \text{et} \quad \begin{cases} \varepsilon_3^{pli} \neq 0 \\ \varepsilon_3^{ip} \neq 0 \end{cases} \quad (\text{Eq. 3})$$

La loi constitutive thermo-chimio-élastique de chaque couche pli préimprégné ou inter-ply désignée par l'indice k , s'écrit

$$\{\sigma^k\} = \begin{bmatrix} \sigma_1^k \\ \sigma_2^k \\ \sigma_3^k \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11}^k & C_{12}^k & C_{13}^k \\ C_{12}^k & C_{22}^k & C_{23}^k \\ C_{13}^k & C_{23}^k & C_{33}^k \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \end{bmatrix} - \begin{bmatrix} \sigma_1^{tc,k} \\ \sigma_2^{tc,k} \\ \sigma_3^{tc,k} \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. 4})$$

où $[C_{ij}]^k$ est la matrice de rigidité dont les composantes dépendent du comportement de chaque couche.

La fraction volumique ϕ_k de chaque couche est définie comme :

$$\phi_k = \frac{t_k}{t_{pli} + t_{ip}} \quad (\text{Eq. 5})$$

où t_{pli} est l'épaisseur d'un pli de préimprégné, t_{ip} est l'épaisseur de l'inter-ply de résine, obtenues par une analyse d'images de micrographies optiques de la microstructure des échantillons de stratifiés cuits, et $\phi_{pli} + \phi_{ip} = 1$. On suppose l'état mécanique libre de contraintes, le champ de contrainte moyenne dans le plan peut ainsi être exprimé comme suit :

$$\{\bar{\sigma}\} = \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \end{bmatrix} = \phi_{pli} \begin{bmatrix} \sigma_1^{pli} \\ \sigma_2^{pli} \end{bmatrix} + \phi_{ip} \begin{bmatrix} \sigma_1^{ip} \\ \sigma_2^{ip} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 0 \\ 0 \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. 6})$$

où σ_1, σ_2 sont les composantes du champ de contrainte moyenne dans le plan. On introduit la matrice de rigidité moyenne $[\bar{C}]$ de la structure multicouche en fonction des matrices de rigidité associées au pli de préimprégné, notée $[C_{ij}]^{pli}$ et à l'inter-ply de résine notée $[C_{ij}]^{ip}$, comme suit

$$[\bar{C}] = \phi_{pli} [C_{ij}]^{pli} + \phi_{ip} [C_{ij}]^{ip} = \begin{bmatrix} \bar{C}_{11} & \bar{C}_{12} \\ \bar{C}_{12} & \bar{C}_{22} \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. 7})$$

En utilisant Eq. 4, Eq. 6 et Eq. 7, on peut établir la relation matricielle suivante

$$\begin{bmatrix} \phi_{ply} \sigma_1^{tc,pli} + \phi_{ip} \sigma_1^{tc,ip} \\ \phi_{pli} \sigma_2^{tc,pli} + \phi_{ip} \sigma_2^{tc,ip} \\ \phi_{pli} \sigma_3^{tc,pli} \\ \phi_{ip} \sigma_3^{tc,ip} \end{bmatrix} = \begin{pmatrix} \bar{C}_{11} & \bar{C}_{12} & \phi_{pli} C_{13}^{pli} & \phi_{ip} C_{13}^{ip} \\ \bar{C}_{12} & \bar{C}_{22} & \phi_{pli} C_{23}^{pli} & \phi_{ip} C_{23}^{ip} \\ \phi_{pli} C_{13}^{pli} & \phi_{pli} C_{23}^{pli} & \phi_{pli} C_{33}^{pli} & 0 \\ \phi_{ip} C_{13}^{ip} & \phi_{ip} C_{23}^{ip} & 0 & \phi_{ip} C_{33}^{ip} \end{pmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3^{pli} \\ \varepsilon_3^{ip} \end{bmatrix}, \quad (\text{Eq. 8})$$

dont la résolution permet, pour un incrément donné de variation de température ΔT et de degré de réticulation $\Delta \alpha$, d'obtenir une estimation des coefficients macroscopiques de dilatation thermique CTE et de retrait chimique CCS du stratifié. On obtient ainsi les déformations macroscopiques dans le plan ε_1 et ε_2 ainsi que la déformation totale dans la direction de l'épaisseur donnée par

$$\varepsilon_3 = \phi_{pli} \varepsilon_3^{pli} + \phi_{ip} \varepsilon_3^{ip} \quad (\text{Eq. 9})$$

4. Identification des propriétés thermo-chimio-mécaniques à l'échelle mésoscopique

La résolution du système d'équations développé donnée par Eq. 8 nécessite la connaissance du comportement de chaque couche pendant la cuisson, c'est-à-dire le comportement mécanique, de dilatation et de retrait. Pour ce faire, des lois de mélange sont adoptées pour les plis et les inter-plis, en se basant sur des modèles classiques de la littérature.

On suppose un comportement élastique isotrope de l'inter-ply de résine. Les propriétés nécessaires à la résolution de l'équation Eq. 8 sont regroupées dans le tableau. 1 pour l'inter-ply.

De nombreuses lois de mélange existent dans la littérature tant pour les propriétés mécaniques que pour les coefficients de dilatation thermique CTE_1^{pli} , CTE_2^{pli} et CTE_3^{pli} . Quant aux coefficients de retrait chimique, CCS_1^{pli} , CCS_2^{pli} et CCS_3^{pli} sont dérivés des mêmes lois de mélange utilisées pour les CTE en fixant une contribution nulle des fibres.

On suppose un comportement isotrope transverse du pli préimprégné qui peut être décrit par la matrice de souplesse $[S]^{pli}$

$$[S]^{pli} = \begin{bmatrix} \frac{1}{E_1^{pli}} & -\frac{\nu_{12}^{pli}}{E_1^{pli}} & -\frac{\nu_{12}^{pli}}{E_1^{pli}} \\ -\frac{\nu_{12}^{pli}}{E_1^{pli}} & \frac{1}{E_2^{pli}} & -\frac{\nu_{23}^{pli}}{E_2^{pli}} \\ -\frac{\nu_{12}^{pli}}{E_1^{pli}} & -\frac{\nu_{23}^{pli}}{E_2^{pli}} & \frac{1}{E_2^{pli}} \end{bmatrix} \quad (\text{Eq. 10})$$

Propriétés	Symbole	Loi matériau
Module d'élasticité	E^{iP}	Loi de mélange linéaire en fonction de α
Coefficient de poisson	ν^{iP}	Loi de mélange en fonction de α [8]
Coefficient de dilatation thermique	CTE^{iP}	Loi de mélange en fonction de α [6]
Coefficient de retrait chimique	CCS^{iP}	Constante[6]

TAB. 1. Propriétés de l'inter-ply.

où ν_{12}^{pli} et ν_{23}^{pli} représentent les coefficients de Poisson du pli préimprégné, E_1^{pli} est le module d'élasticité longitudinal et E_2^{pli} est le module d'élasticité transversal.

Les approches micromécaniques existantes peuvent être appliquées à l'homogénéisation du pli préimprégné, mais le taux volumique de fibres V_f , qui se réfère généralement à l'ensemble du pli préimprégné et de l'inter-ply, doit être corrigé. Le taux volumique de fibres V_f^{pli} associé uniquement au pli préimprégné peut être déterminé à l'aide de l'équation suivante

$$V_f^{pli} = V_f \left(1 + \frac{t_{ip}}{t_{pli}}\right) \quad (\text{Eq. 11})$$

Les propriétés et lois utilisées sont regroupées dans le tableau 2 ci-dessous.

Propriétés	Symbole	Loi matériau
Module d'élasticité longitudinal	E_1^{pli}	Loi de mélange linéaire en fonction de V_f^{pli}
Module d'élasticité	E_2^{pli}	Jacquet <i>et al.</i> [9]
Coefficient de poisson	ν_{12}^{pli}	Loi de mélange en fonction de V_f^{pli}
Coefficient de poisson	ν_{23}^{pli}	Constante
Coefficient de dilatation thermique	CTE_i^{pli}	Shapery[10], Chamberlain[11], Van Fo Fy [11]
Coefficient de retrait chimique	CCS_i^{pli}	Shapery[10], Chamberlain[11], Van Fo Fy [11]

TAB. 2. Propriétés du pli préimprégné.

où l'indice i représente les trois directions de mesure.

4.1. Finite Elements model

Afin d'évaluer les limitations de la théorie classique des laminés (CLT), un modèle éléments finis 3D a été développé dans FreeFem++. Le Volume Élémentaire Représentatif (VER) étudié est illustré dans Figure. 4 et est constitué d'une couche d'inter-ply et d'une couche de pli préimprégnés homogénéisés.

Les conditions limites imposées au VER afin de garantir un équilibre des contraintes et des déformations dans le système. Tout d'abord, un déplacement uniforme a été appliqué sur la surface supérieure ainsi que sur les côtés latéraux du VER, ce qui permet d'assurer une homogénéité des déformations dans ces directions. De plus, ces déplacements ont été définis de manière à maintenir une contrainte normale moyenne nulle sur chaque face concernée. Cette approche permet de se rapprocher des conditions d'essai dans le PvT-HADDOC.

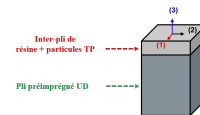


FIG. 4. RVE étudié

5. Résultats

Dans cette étude, on se focalise exclusivement sur les phases du cycle de cuisson postérieures à la compaction initiale. Les mesures des déformations au cours de la cuisson ont été comparées aux résultats à partir du modèle décrit ci-dessus. Les résultats des différents modèles sont présentés dans la Figure.5.

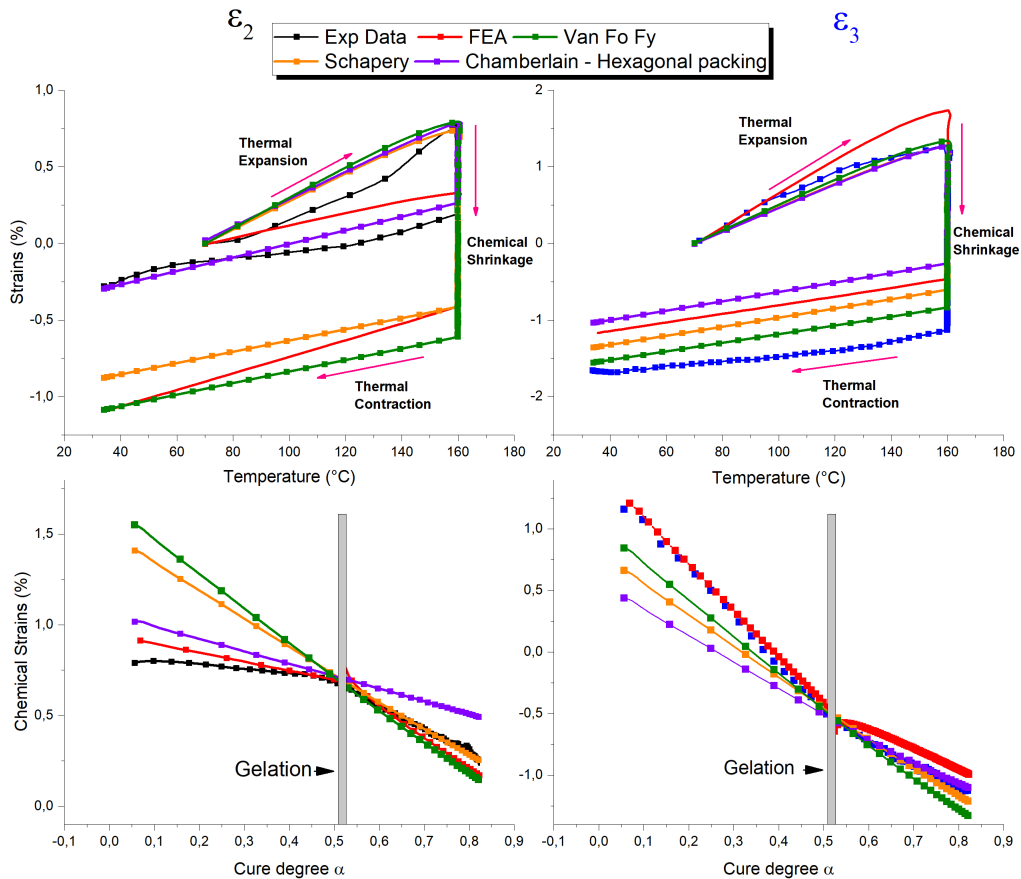


Fig. 5. Comparaison entre les mesures de déformation expérimentales et les résultats des modèles

Le modèle basé sur la théorie des plaques utilisant diverses lois d'homogénéisation (Schapery, Chamberlain et Van Fo Fy) permet la reproduction correcte des déformations de dilatation et de contraction thermiques du matériau à l'état liquide et à l'état solide vitreux respectivement, durant la rampe de chauffe et pendant la phase de refroidissement et cela pour les deux directions transverses contrairement au modèle éléments finis qui ne réussit pas à correctement prédire ces déformations. La Figure. 5 montre les déformations chimiques ayant lieu pendant l'isotherme de cuisson en fonction du degré d'avancement. On observe des écarts significatifs apparaissent surtout avant gélification. Les mesures expérimentales montrent un retrait plus prononcé dans la direction 3, tandis que les modèles tendent à sous-estimer cet effet. Les divergences entre les prédictions des modèles et les résultats expérimentaux suggèrent que des mécanismes supplémentaires ou des phénomènes physiques spécifiques tels que l'écoulement de la résine avant gélification influencent le comportement chimique avant la transition gel et ne sont pas entièrement capturés par les modèles actuels. Toutefois, les modèles homogénéisés permettent de capturer le retrait chimique après la gélification, car à ce stade, la matrice thermodurcissable subit une rigidification progressive. Cette transition, qui transforme la résine d'un état visqueux à un état solide, a un impact significatif sur le comportement global du composite. La rigidification de la résine après gélification transforme le composite en un système fortement couplé. En effet, à mesure que la résine se densifie et réduit son volume (retrait chimique), elle devient capable de transmettre efficacement les contraintes aux fibres qui lui sont associées. Après la gélification, le composite se comporte comme un système anisotrope prévisible, où les propriétés mécaniques et thermiques, telles que les coefficients de dilatation thermique (CTE) et de retrait chimique (CCS), sont bien définies. Ces paramètres globaux, qui traduisent les contributions moyennes des fibres et de la matrice, deviennent dominants et permettent aux modèles homogénéisés de capturer fidèlement les déformations dans chaque direction. Cependant, le modèle éléments finis permet de capturer cette transition au moment du gel et arrive à reproduire la déformation liée au retrait chimique pendant tout le cycle de cuisson. Enfin, la transition

observée au point de gélification souligne l'importance de capturer précisément les phénomènes multiphysiques locaux pour mieux modéliser les phases pré-gélification, où les modèles actuels montrent leurs limites.

6. conclusion/perspectives

Le modèle développé permet de bien décrire le comportement du composite unidirectionnel lors de la phase d'expansion thermique avant cuisson, de contraction thermique après cuisson et de retrait chimique après gélification. En revanche, la contrainte cinématique de Kirchhoff-Love semble ne pas permettre de traduire la transition du comportement en retrait au passage du gel. Comme le montre la simulation 3D, un changement de cinématique induit par l'évolution rhéologique très importante au moment du gel permet en partie d'expliquer cela. Les travaux futurs viseront à éclaircir les changements observés expérimentalement pendant la transition de gélification en affinant les lois décrivant le comportement thermo-chimio- mécanique pris en considération, les conditions aux limites imposées. Ils viseront ainsi à étudier éventuellement l'effet de taille. Enfin, les travaux futurs viseront à modéliser le comportement du composite avec d'autres empilements comme les empilements croisés. [12]

Références

- [1] L. Moretti « Simulation des distorsions de cuisson de pièces composites élaborées par co-bonding en autoclave », Ph.D. thesis, thèse de doctorat dirigée par Olivier, Philippe et Bernhart, Gérard Génie mécanique, mécanique des matériaux Ecole nationale des Mines d'Albi-Carmaux 2019, 2019.
- [2] J.-L. Bailleul « Optimisation du cycle de cuisson de pièce épaisses en matériau composite. Application à un préimprégné résine époxyde / fibres de verre », Ph.D. thesis, University of Nantes, 1997.
- [3] M. R. Kamal, S. Sourour « Kinetics and thermal characterization of thermoset cure », *Polymer Engineering & Science* Vol. 13 n° 1, pp. 59–64, 1973, ISSN 15482634.
- [4] S. Sourour, M. R. Kamal « Differential scanning calorimetry of epoxy cure : isothermal cure kinetics », *Thermochimica Acta* Vol. 14 n° 1-2, pp. 41–59, 1976, ISSN 00406031.
- [5] Y. Abou Msallem, F. Jacquemin, N. Boyard, A. Poitou, D. Delaunay, S. Chatel « Material characterization and residual stresses simulation during the manufacturing process of epoxy matrix composites », *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* Vol. 41 n° 1, pp. 108–115, 2010.
- [6] R. Sfar Zbed « Behavior of Thermoset Composites during the Cure : Measurement of Process-Induced Strains, Characterization and Modeling of the Rheological Behavior », Theses, Nantes université, 2022.
- [7] M. Peron « Mesure et modélisation des phénomènes de retraits anisotropes dans les matériaux composites durant leur mise en forme », Ph.D. thesis, University of Nantes, 2016.
- [8] S. Saseendran, M. Wysocki, J. Varna « Cure-state dependent viscoelastic Poisson's ratio of LY5052 epoxy resin », *Advanced Manufacturing : Polymer and Composites Science* Vol. 3 n° 3, pp. 92–100, 2017, ISSN 20550359.
- [9] E. Jacquet, F. Trivaudey, D. Varchon « Calculation of the transverse modulus of a unidirectional composite material and of the modulus of an aggregate. Application of the rule of mixtures », *Composites Science and Technology* Vol. 60 n° 3, pp. 345–350, 2000.
- [10] R. Schapery « Thermal Expansion Coefficients of Composite Materials Based on Energy Principles », *Journal of Composite Materials* Vol. 2 n° 3, pp. 380 – 404, 1968.
- [11] E. Sideridis « Thermal expansion coefficients of fiber composites defined by the concept of the interphase », *Composites Science and Technology* Vol. 51 n° 3, pp. 301–317, 1994, ISSN 0266-3538.
- [12] L. Amedewovo, A. Levy, B. de Parscau du Plessix, J. Aubril, A. Arrive, L. Orgéas, S. Le Corre « A methodology for online characterization of the deconsolidation of fiber-reinforced thermoplastic composite laminates », *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* Vol. 167, pp. 107412, 2023, ISSN 1359-835X.