



Mise en place d'un outil de simulation des déformations induites lors du co-collage de pièces composites en autoclave

Laure Moretti, Bruno Castanié, Gérard Bernhart, Léonard Serrano, Philippe Olivier

► To cite this version:

Laure Moretti, Bruno Castanié, Gérard Bernhart, Léonard Serrano, Philippe Olivier. Mise en place d'un outil de simulation des déformations induites lors du co-collage de pièces composites en autoclave. JNC21: Journées Nationales sur les Composites 2019, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers (ENSAM) - Bordeaux, Jul 2019, Bordeaux, Talence, France. 10 p. hal-02420729

HAL Id: hal-02420729

<https://hal.science/hal-02420729>

Submitted on 20 Dec 2019

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Mise en place d'un outil de simulation des déformations induites lors du co-collage de pièces composites en autoclave

Implementation of a simulation tool of cure strains induced during the co-bonding of composite parts in autoclave

Laure Moretti¹, Bruno Castanié², Gérard Bernhart¹, Léonard Serrano¹ et Philippe Olivier²

1 : MSC, Institut Clément Ader (ICA)
Université de Toulouse, CNRS, Mines Albi, UPS, INSA, ISAE-SUPAERO
Campus Jarlard, 81013 Albi CT Cedex 09, France
e-mail : laure.moretti@mines-albi.fr et gerard.bernhart@mines-albi.fr

2 : MSC, Institut Clément Ader (ICA)
Université de Toulouse, CNRS, Mines Albi, UPS, INSA, ISAE-SUPAERO
3 rue Caroline Aigle, 31400 Toulouse, France
e-mail : castanie@insa-toulouse.fr et philippe.olivier@iut-tlse3.fr

Résumé

Lors de la cuisson des composites stratifiés fibres de carbone et résines thermodurcissables, de nombreux phénomènes multi-physiques conduisent à l'apparition de contraintes et de déformations résiduelles qui impactent la géométrie finale des pièces. Le but de cette étude est d'élaborer un outil de simulation permettant de prédire ces déformations tout au long de la cuisson. La colle, souvent ignorée dans les simulations de cuisson, fait l'objet d'une caractérisation et d'une modélisation propre. Les lois de comportement associées aux variations des propriétés matériaux sont caractérisées durant la cuisson. La modélisation FEA est implémentée sous Abaqus via des sous-routines utilisateurs FORTRAN. Le modèle mis en place permet de suivre et de simuler les distorsions induites durant la cuisson autoclave d'un assemblage de stratifiés M21EV/IMA co-collés à l'aide d'un film adhésif FM300-M. Il décrit le comportement thermocinétique, thermochimique et thermomécanique des matériaux tout au long du cycle de cuisson et est finalement validé expérimentalement.

Abstract

During the cure of composite laminates made of carbon and thermosetting resins, various multi-physical phenomena induce residual stresses and strains that impact the final geometry of parts. The aim of this study is to develop a simulation tool allowing to predict those strains throughout the cure. The adhesive, often ignored in cure simulations, is the subject of its own characterization and modeling. The behaviour laws associated to the variations of properties during cure are identified. The FEA model is implemented on Abaqus via FORTRAN user subroutines. Thanks to this study we are now able to follow and simulate the distortions induced during the cure of an assembly of M21EV/IMA laminates co-bonded with a FM300-M adhesive film in autoclave. The model describes the thermokinetics, thermochemical and thermomechanical behaviours of the materials throughout the cure cycle.

Mots Clés : composite, simulation, distorsions, co-collage

Keywords : composite, simulation, distortions, co-bonding

1. Introduction

Les composites stratifiés en fibres de carbone et à matrices thermodurcissables sont, grâce à leurs propriétés spécifiques, des matériaux très performants pour les pièces de structure primaire en aéronautique. Cependant, durant leur cuisson, de nombreux phénomènes multi-physiques conduisent à l'apparition de contraintes et de déformations résiduelles qui impactent la géométrie finale de la pièce. Ces écarts de géométrie sont critiques pour les pièces de grandes dimensions et leurs assemblages [1]. Pour palier à cela, il est possible d'utiliser un moule compensé afin d'obtenir, après démoulage, la géométrie de pièce désirée. La géométrie de ce moule peut être déterminée par un procédé itératif essais/erreur. Cependant il s'agit d'une méthode longue et coûteuse. Il est donc primordial de pouvoir prédire par la simulation ces déformations afin de produire directement le moule adapté.

Les phénomènes entrant en jeu durant la cuisson sont nombreux et complexes. Durant le cycle autoclave des pièces composites des contraintes résiduelles se développent au sein du matériau. Lors du démoulage, les contraintes résiduelles sont complètement ou partiellement relâchées et causent alors de la distorsion. Celle-ci se traduit en général par deux phénomènes : le spring-in et le gauchissement. Le spring-in est la réduction des angles des zones courbes et le gauchissement est la déformation des zones originellement planes des pièces [2]. On peut également observer des distorsions dues à l'interaction forcée entre le moule et la pièce [3] ou entre les pièces d'un assemblage. En effet, la transmission des déformations entre les différentes parties de l'assemblage peut causer ce qu'on appelle des distorsions indirectes. Ces différentes déformations sont illustrés dans la Fig. 1.

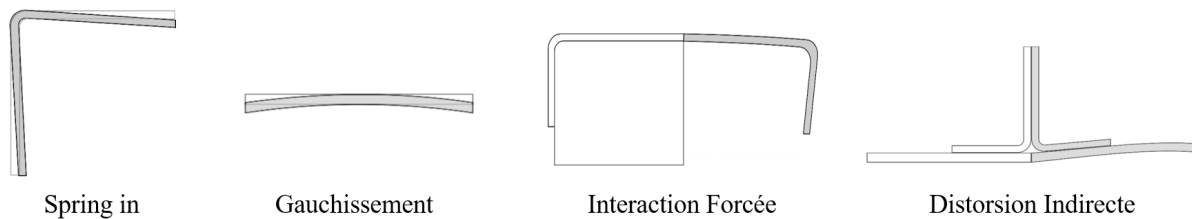


Fig. 1.: Les différents phénomènes de distorsions des composites

Les phénomènes responsables de ces déformations de cuisson sont multi-physiques. Il est possible de les classer de différentes manières. On peut séparer les déformations ayant comme source des phénomènes thermoélastiques ou non [4]. Les phénomènes thermoélastiques sont réversibles par chauffe tandis que les phénomènes non-thermoélastiques sont irréversibles et souvent complexes. Il est également courant de classer les phénomènes selon les paramètres à leurs origines. On différencie alors les paramètres intrinsèques et extrinsèques. Les paramètres intrinsèques sont propres au matériau ou à la géométrie de la pièce. Les plus notables sont liés à la dilatation thermique des plis et au retrait chimique. Les paramètres extrinsèques ont eux de causes extérieures comme l'influence de l'outillage ou du procédé utilisé [2]. L'outil de simulation développé va donc devoir être capable de modéliser les principaux phénomènes responsables des distorsions, notamment les gradients thermiques et cinétiques, la dilatation thermique, le retrait chimique et l'interaction avec le moule.

Lors des assemblages ces phénomènes se complexifient. Un des procédés utilisés pour la mise en œuvre des panneaux auto-raidis est le co-collage. Lors de ce procédé, un composite cru est collé à un composite cuit à l'aide d'un film de colle époxy. Si la déformation des pièces composites en autoclave a déjà été le sujet de nombreuses recherches, l'influence de la colle sur les déformations des assemblages et leurs modélisations a elle été encore assez peu abordée. Le comportement de ce film risque d'avoir une influence sur les déformations de cuisson des assemblages. Le modèle développé a donc pour objectif de permettre la simulation de la cuisson des assemblages collés. L'adhésif fait alors l'objet d'une caractérisation et d'une modélisation propre.

Le travail présenté s'inscrit au sein du projet MAESTRIA du CORAC porté par la DGAC. L'outil développé permet de suivre et de simuler les distorsions induites durant la cuisson autoclave d'un assemblage de stratifiés M21EV/IMA co-collés à l'aide d'un film adhésif époxy FM300-M. Le modèle mis en place est constitué de plusieurs modules couplés décrivant le comportement thermocinétique, thermochimique et thermomécanique des matériaux tout au long du cycle de cuisson.

2. Caractérisation des lois matériaux

2.1. Lois thermocinétiques

Le préimprégné M21EV/IMA et l'adhésif FM300-M ont des bases epoxy. Ces matériaux thermodurcissables ont des propriétés intimement liées à leur degré d'avancement de réaction, noté α , et à leur état physico-chimique. La réaction de réticulation étant une réaction hautement exothermique il est donc essentiel de maîtriser le couplage entre la thermique et la cinétique de réaction. Ce couplage est régi par l'équation de la chaleur (voir Eq. 1).

$$\rho_c C_p \frac{\delta T}{\delta t} = \text{div}(\lambda_c(T) \cdot \text{grad}T) + \rho_m \Delta H_{\text{tot}} V_m \frac{d\alpha}{dt} \quad (\text{Eq. 1})$$

2.1.1. Cinétique

Il existe deux types de modèles cinétiques : les modèles phénoménologiques et les modèles mécanistiques. Les modèles phénoménologiques décrivent les réactions de manière empirique. Les modèles cinétiques mécanistiques suivent eux scrupuleusement les différentes réactions chimiques en jeux. Ces derniers sont des modèles complexes qui demandent la détermination de nombreux paramètres [5]. De plus ils nécessitent des connaissances approfondies de la composition de la résine étudiée, or celle-ci est confidentielle pour la plupart des résines disponibles sur le marché. Dans l'étude de la cinétique des résines époxy on comprend alors que les modèles phénoménologiques soient largement préférés [5, 6, 7, 8, 4]. Les modèles cinétiques usuellement utilisés pour les résines époxy à nodules thermoplastiques de type M21EV sont celui de Bailleul [5] et de Kamal Sourour [6, 7, 8]. En s'appuyant sur le travail de Christophe Paris [8] sur la M21E, le modèle le plus adapté à nos résine semble être celui de Kamal Sourour modifié décrit dans les équations Eq. 2 et Eq. 3. L'ensemble des paramètres de la loi sont identifiés pour les deux matériaux à l'aide de campagnes de mesures calorimétriques par Differential Scanning Calorimetry (DSC) et d'algorithmes d'optimisations.

$$\frac{d\alpha}{dt} = (k_1 + k_2 \cdot \alpha^m)(\alpha_{\text{max}} - \alpha)^n \quad (\text{Eq. 2})$$

$$k_i = A_i \cdot \exp\left(-\frac{E_{a_i}}{R \cdot T}\right) \quad (\text{Eq. 3})$$

2.1.2. Propriétés thermiques

L'évolution de la capacité calorifique et de la conductivité thermique de l'adhésif et du préimprégné est étudiée sur éprouvettes cuites et crues. Afin de décrire l'évolution du Cp on utilise une loi des mélanges (voir équation Eq. 4). Le comportement du Cp est mesuré par DSC modulées. Les lois de comportements identifiées pour le $Cp_{\text{cuit}}(T)$ et le $Cp_{\text{cru}}(T)$ sont linéaires pour les deux matériaux.

$$Cp(\alpha, T) = Cp_{\text{cuit}}(T) \cdot \alpha + Cp_{\text{cru}}(T) \cdot (1 - \alpha) \quad (\text{Eq. 4})$$

La diffusivité des matériaux est elle mesurée par Laser Flash Analysis (LFA). La conductivité de chaque matériau est ensuite calculée à l'aide de l'équation Eq. 5. Un fois de plus une loi des mélanges est utilisée pour définir l'évolution de la conductivité au cours de la cuisson (Eq. 6) et des lois de comportements linéaires sont utilisées pour décrire $\lambda_{\text{cuit}}(T)$ et $\lambda_{\text{cru}}(T)$.

$$\lambda(\alpha, T) = a(\alpha, T) \cdot Cp(\alpha, T) \cdot \rho \quad (\text{Eq. 5})$$

$$\lambda(\alpha, T) = \lambda_{\text{cuit}}(T) \cdot \alpha + \lambda_{\text{cru}}(T) \cdot (1 - \alpha) \quad (\text{Eq. 6})$$

2.1.3. Transition vitreuse

Comme évoqué précédemment, les résines thermodurcissables vont, au cours de leur cuisson, passer par différents états physico-chimiques : visqueux, caoutchouteux et vitreux. Le passage de l'état visqueux à caoutchouteux est fixé par le point de gel tandis que le passage de l'état caoutchouteux à vitreux est lui fixé par la température de transition vitreuse. Tandis que le point de gel peut être décrit par un avancement limite α_{gel} constant, la température de transition vitreuse, elle, évolue avec le degré d'avancement de la réaction de réticulation du thermodurcissable. Une des lois de comportement classiquement utilisées [5, 7, 8, 4] pour décrire l'évolution de la température de transition vitreuse des résines epoxy est le modèle de Di Benedetto par Pascault et Williams [9, 10] décrit par l'Eq. 7. Une fois de plus les paramètres de la loi sont identifiés à l'aide d'une campagne de caractérisation DSC et d'un algorithme d'optimisation.

$$\frac{T_g - T_{g0}}{T_{g\infty} - T_{g0}} = \frac{\lambda \cdot \alpha}{1 - (1 - \lambda) \cdot \alpha} \quad (\text{Eq. 7})$$

2.2. Déformations thermo-chimiques

Les déformations de cuisson ont trois principales origines : thermique, chimique et mécanique. Les déformations thermiques sont dépendantes des coefficients de dilatation thermique (CTE) et des incréments de température (voir Eq. 8). Les déformations chimiques sont elles dues au retrait chimique des résines durant leur réticulation. Le retrait peut être modélisé à l'aide d'un coefficient de retrait chimique (CCS) et va dépendre de l'incrément de degré d'avancement de réaction (Eq. 9). Les deux types de coefficients vont être dépendants de l'état physico-chimique de la résine.

$$\Delta \varepsilon^{therm} = CTE \cdot \Delta T \quad (\text{Eq. 8})$$

$$\Delta \varepsilon^{chim} = CCS \cdot \Delta \alpha \quad (\text{Eq. 9})$$

2.2.1. Mesure des déformations thermo-chimiques par TMA

Les CTE et CCS sont déterminés à l'aide d'essais de dilatométrie par ThermoMechanical Analysis (TMA). Les échantillons sont découpés à partir de stratifiés M21EV/IMA UD et quasi-iso compactés crus. L'appareillage est protégé par du démoulant. Une force de 1 mN est appliquée pour mesurer la dilatation des échantillons tout en évitant l'écrasement du matériau au cours de la cuisson. Des échantillons provenant de stratifiés UD sont testés dans chaque sens afin d'obtenir la déformation thermique et chimique pour toutes directions de plis. Trois campagnes d'essais sont effectuées.

Tout d'abord, afin d'identifier les CCS, des échantillons sont chauffés à 20°C/min de 20°C à 150°C. L'isotherme est maintenue durant six heures. Durant ce palier il n'y a pas d'effet thermique, seul le retrait chimique agit sur les déformations. On peut donc en extraire les CCS en étudiant l'évolution de la déformation en fonction du degré d'avancement de réaction comme illustré dans la Fig. 2.

Puis, pour identifier les CTE, des échantillons sont chauffés avec une rampe de 1°C/min de 20°C jusqu'à 300°C puis refroidis jusqu'à 20°C toujours à la même vitesse de 1°C/min. Le cycle est répété deux fois pour chaque échantillon. Afin d'extraire la déformation thermique de ces mesures l'effet du retrait chimique est soustrait à la mesure de déformation comme décrit dans Eq. 10. Il ne reste alors qu'à étudier l'évolution de la déformation thermique en fonction de la température pour obtenir les différents CTE.

$$\Delta \varepsilon^{therm} = \Delta \varepsilon^{tot} - \Delta \varepsilon^{chim} \quad (\text{Eq. 10})$$

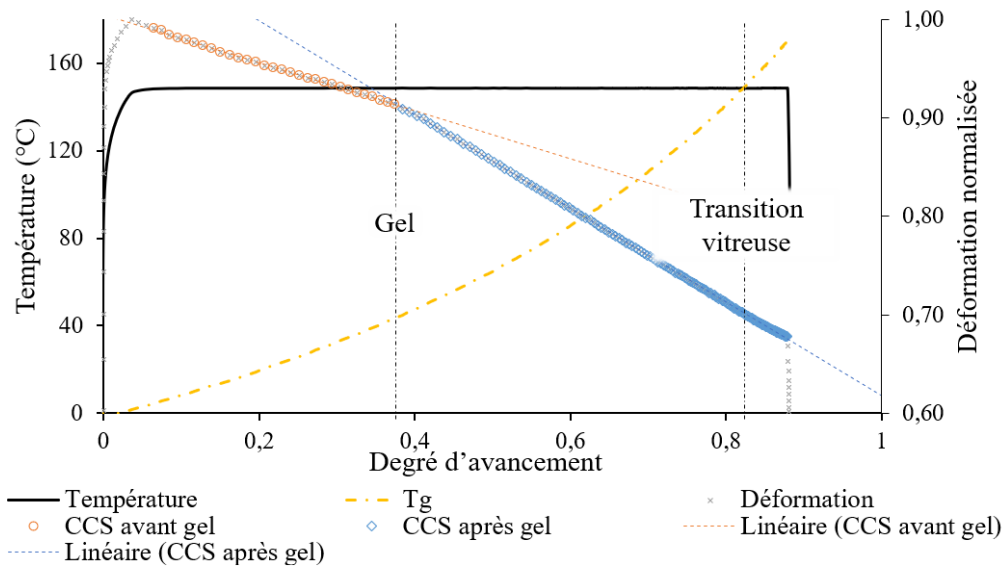


Fig. 2.: Suivi des déformations de cuisson du M21EV/IMA par TMA durant un palier isotherme à 150 °C

Finalement, des mesures de validation sont effectuées sur cycle de cuisson complet et sur éprouvettes cuites afin de vérifier la cohérence des résultats obtenus.

2.2.2. Mesure des déformations thermo-chimiques par Fibres Optiques à Réseaux de Bragg

Si la méthodologie présentée fonctionne très bien pour le préimprégné, elle ne permet pas de mesurer proprement les déformations de l'adhésif. En effet, l'adhésif FM300-M génère des bulles lors de sa cuisson. Celles-ci vont venir parasiter les mesures effectuées par le dilatomètre, la force 1mN ne suffisant pas à les écraser. Une autre méthode de mesure doit donc être mise en place. Les déformations ont alors été mesurées par Fibres Optiques à Réseaux de Bragg (FBG). Les FBG sont une des méthodes de suivi des déformations in-situ les moins intrusives. Les fibres optiques utilisées pour graver les réseaux de Bragg ont généralement un diamètre de 125 μm . Le réseau de Bragg agit comme un filtre optique, seule une longueur d'onde, est appelée longueur d'onde de Bragg et notée λ_B , est réfléchi.

Afin d'étudier les déformations de cuisson du FM300-M, un stratifié de 5 plis d'adhésif est instrumenté avec une fibre optique gravée d'un unique réseau de Bragg. Le stratifié est cuit sous vide en étuve. Il est drapé sur un moule en INVAR recouvert de film démoulant. Comme illustré dans la Fig. 3a deux FBG sont utilisées. La première, nommée FBG1, est placée entre deux films d'adhésif. Elle est soumise à la fois à la déformation mécanique que lui impose l'adhésif et à l'effet de la température de cuisson (voir Eq. 11). Afin d'obtenir uniquement la déformation dues à l'adhésif une deuxième FBG, nommée FBG2, est utilisée comme référence. Celle-ci est placée directement sur le moule et n'est donc sujette qu'à l'effet de la température (voir Eq. 12). Cette FBG de référence permet donc de calculer la déformation de l'adhésif vue par la FBG2 en soustrayant l'effet de la température. Les résultats obtenus sont illustrés dans la Fig. 3b

$$\frac{\Delta\lambda_{B1}}{\lambda_{B1}} = a \cdot \Delta T + b \cdot \varepsilon \quad (\text{Eq. 11})$$

$$\frac{\Delta\lambda_{B2}}{\lambda_{B2}} = a \cdot \Delta T \quad (\text{Eq. 12})$$

Six principaux domaines sont observables dans la Fig. 3b. En début de cycle (zone 1) la résine est dans un état visqueux. La continuité du déplacement entre la fibre et l'adhésif n'est pas garantie.

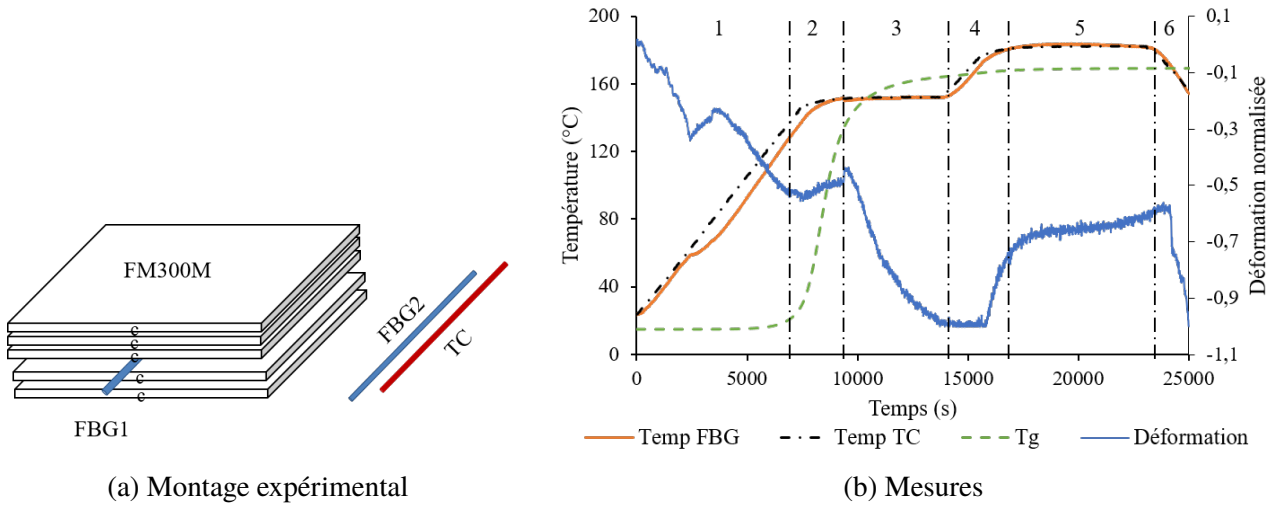


Fig. 3.: Suivi des déformations du FM300-M par FBG

Qualitativement on semble cependant observer la compaction sous vide de l'adhésif. Dans la zone 2 la réticulation démarre, l'effet de la dilatation thermique atténué par l'effet du retrait chimique devient visible. Le premier palier est alors atteint (zone 3), seul le retrait chimique agit alors sur les déformations. En fin de palier la réticulation de l'adhésif est quasi-totale, les seuls effets observables dans les zones qui suivent sont la dilatation et la contraction thermique et ce qui semble être une légère relaxation à la fin du deuxième palier. Les différents CTE et CCS sont identifiés en appliquant la même méthode que pour le préimprégné ; en travaillant soit sur les paliers isothermes soit sur les rampes. La cohérence de ces essais est validée à par mesures TMA sur des éprouvettes cuites.

2.3. Modèle constitutif mécanique

2.3.1. Modèles CHILE

Les résines ont un comportement viscoélastique. Cependant afin d'éviter l'utilisation de ce type de modèles lourds en caractérisation et en calcul les modèles simplifiés sont privilégiés. Le modèle CHILE [11] (« Cure Hardening Instantaneously Linear Elastic ») est un de ces modèles. Cette désignation indique que le module élastique augmente linéairement avec le degré d'avancement. Bien que les constantes élastiques puissent évoluer au fur et à mesure de la simulation, le comportement du matériau à chaque moment donné reste linéaire élastique. Le principe du modèle CHILE a initialement été développé par Bogetti et Gillespie [12]. Les équations développées ont ensuite été réutilisées et modifiées par Johnston [11] pour donner le modèle CHILE aujourd'hui abondamment utilisé. Il y ajoute une dépendance à la température pour les constantes élastiques de la matrice. Cette dépendance est décrite par les équations Eq. 13 et Eq. 14.

$$E = \begin{cases} E_1 & \text{si } T^* < T_{C1}^*, \\ E_1 + \frac{T^* - T_{C1}^*}{T_{C1}^* - T_{C2}^*} \cdot (E_1 - E_2) & \text{si } T_{C1}^* \leq T^* < T_{C2}^*, \\ E_2 & \text{si } T^* > T_{C2}^*. \end{cases} \quad (\text{Eq. 13})$$

E_1 est le module « relaxé » à $T \gg T_g$, E_2 est le module « non-relaxé » qui correspond à l'état cuit de nos matériaux à $T \ll T_g$.

$$T^* = T_g - T = \frac{\lambda \cdot \alpha}{1 - (1 - \lambda) \cdot \alpha} \cdot (T_{g\infty} - T_{g0}) + T_{g0} - T \quad (\text{Eq. 14})$$

T^* est le différentiel entre la température de la résine et la température de transition vitreuse instantanée. T_{C1}^* et T_{C2}^* sont les valeurs critiques de T^* au démarrage et à la fin de la vitrification. Une version

modifiée de ce modèle a ensuite été utilisée dans la littérature [13, 14] afin de se rapprocher du comportement mécanique observé expérimentalement. Ce modèle CHILE modifié est décrit dans l'Eq. 15.

$$E = \begin{cases} E_1 & \text{si } T^* < T_{C1}^*, \\ E_1 + \frac{T^* - T_{C1}^*}{T_{C1}^* - T_{C2}^*} \cdot (E_1 - E_2) & \text{si } T_{C1}^* \leq T^* < T_{C2}^*, \\ E_1 + \frac{T^* - T_{C1}^*}{T_{C1}^* - T_{C2}^*} \cdot (E_1 - E_2) & \text{si } T_{C2}^* \leq T^* < T_{C3}^*, \\ A \cdot \exp(-K \cdot T^*) & \text{si } T_{C3}^* \leq T^* < T_{C4}^*, \\ E_4 & \text{si } T^* > T_{C4}^*. \end{cases} \quad (\text{Eq. 15})$$

2.3.2. Évolution du modèle CHILE au cours de la cuisson

Afin d'identifier les paramètres du modèle CHILE, des essais par Dynamic Mechanical Analysis (DMA) doivent être effectués. La méthode de mesure classique consiste à appliquer une rampe de température à une éprouvette cuite, sollicitée en isofréquence. Les propriétés du matériau se dégradent durant la rampe, ce comportement est assimilé au développement des propriétés mécaniques durant la cuisson. Cependant, les matériaux thermodurcissables ne retrouvent jamais, après cuisson, leurs propriétés d'origine. Pour cette raison, des essais de DMA ont été mis en place sur des éprouvettes crues. Des stratifiés à ± 45 sont donc sollicités en DMA à isofréquence au cours des cycles de cuisson. Les résultats obtenus sont illustrés dans la Fig. 4. Le comportement des matériaux à base époxy peut être divisé en trois domaines. Avant réticulation, le matériau sort de son "état B" de préimprégné ou de film. Quand la réticulation démarre les propriétés mécaniques se développent et les modules augmentent. Finalement, le matériau atteint ses propriétés cuites et, même si le comportement cuit reste assez proche du cru, il ne retrouve jamais ses propriétés initiales. Un nouveau modèle constitutif mécanique est donc mis en place pour prendre en compte ces trois domaines. Les lois de comportements utilisées restent basées sur le modèle CHILE modifié de Khoun et Curiel décrit dans l'Eq. 15. La comparaison des différents modèles est disponible la Fig. 4.

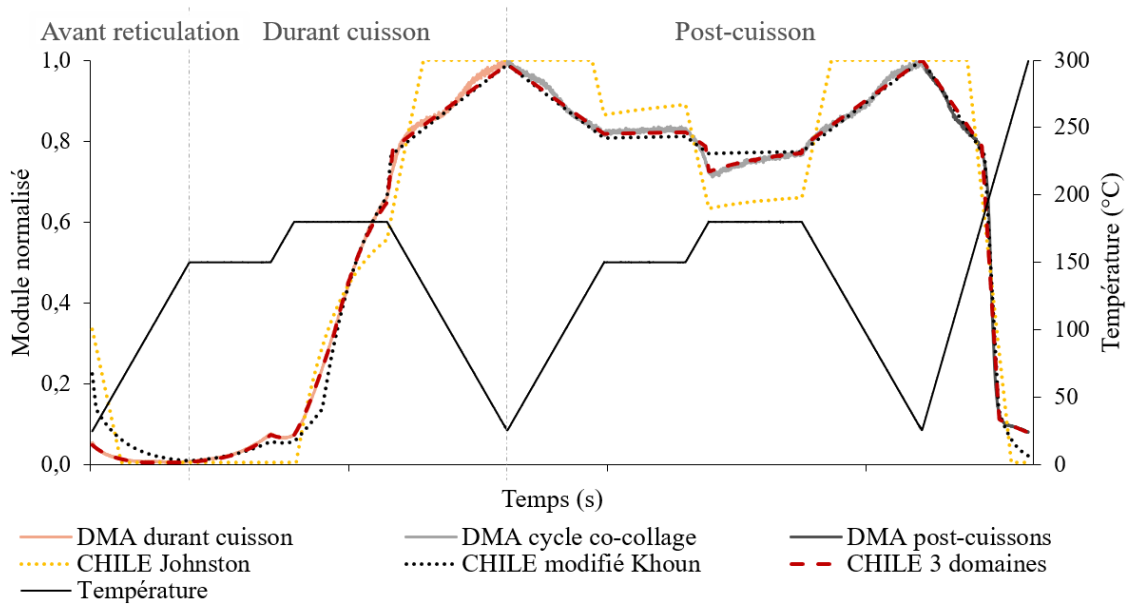


Fig. 4.: Mesure DMA au cours de la cuisson et comparaison avec les modèles CHILE

3. Mise en place et validation du modèle

3.1. Méthodologie de simulation

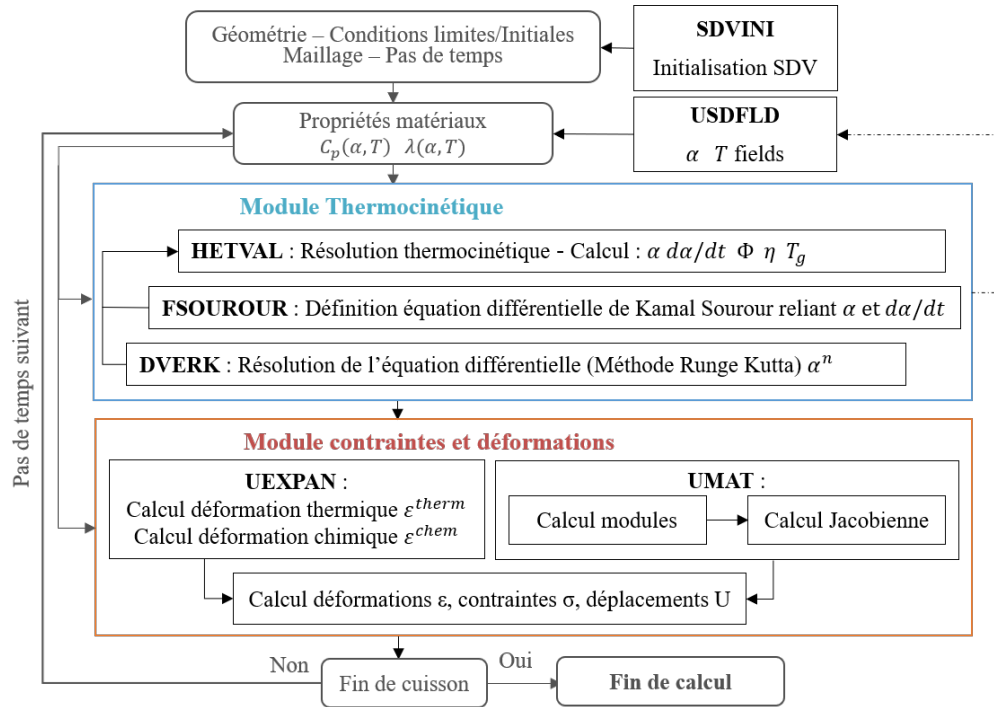


Fig. 5.: Structure générale de la simulation de cuisson

La structure générale de l'outil de simulation développé est présentée dans la Fig. 5. Le modèle FEA est implémenté sous Abaqus à l'aide de sousroutines utilisateur FORTRAN. Le module thermocinétique s'appuie sur trois sousroutines principales, la sousroutine HETVAL qui permet la résolution thermocinétique, la sousroutine FSOUROUR qui définit l'équation différentielle de Kamal Sourour et la sousroutine DVERK qui permet sa résolution à l'aide d'une méthode de Runge Kutta. Le module thermocinétique vient ensuite alimenter le module contraintes et déformations. En utilisant la thermique, la cinétique et l'état physico-chimique des résines, le module contraintes et déformations est capable de calculer les déformations et contraintes générées durant la cuisson. La sousroutine UEXPAN permet de calculer les déformées thermiques et chimiques tandis que la sousroutine UMAT permet de mettre à jour les propriétés mécaniques des résines et leurs matrices de rigidité. Le modèle permet ainsi le calcul des contraintes et déformations thermiques, chimiques et mécaniques. Il est également capable de séparer les déformations selon leurs origines. Le modèle nécessite alors d'être validé.

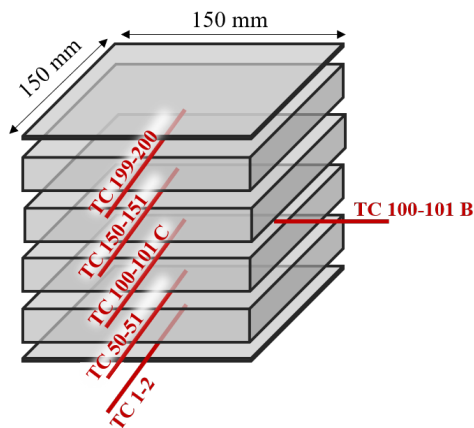
3.2. Validation du module thermocinétique

Afin de valider le module thermocinétique sur des pièces épaisses un stratifié UD de 200 plis instrumenté de thermocouples est cuit en étuve. Les six thermocouples sont placés comme illustré dans la Fig. 6a :

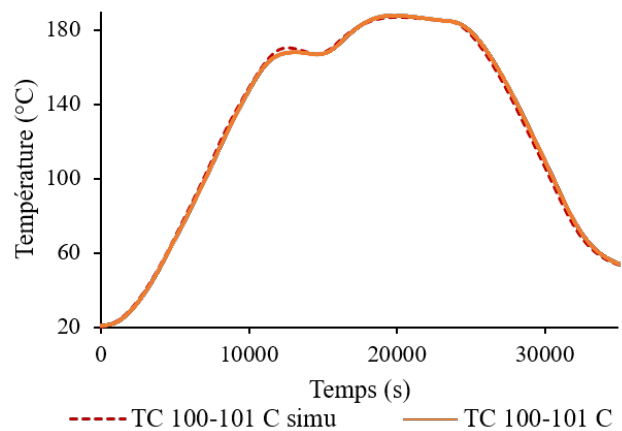
- TC 1-2 : entre le premier et le deuxième pli au centre la pièce
- TC 49-50 : entre le 49^{me} et le 50^{me} pli au centre la pièce
- TC 100-101 C : entre le 100^{me} et le 101^{me} pli au centre la pièce
- TC 100-101 B : entre le 100^{me} et le 101^{me} pli en bord de pièce
- TC 150-151 : entre le 150^{me} et le 151^{me} pli au centre la pièce
- TC 199-200 : entre le 199^{me} et le 200^{me} pli au centre la pièce

La simulation thermocinétique de la cuisson est effectuée en utilisant les conditions limites réelles mesurées en dessous et en surface du stratifié. L'erreur maximale obtenue en confrontant la totalité

des mesures expérimentales à la simulation est de 1,4%. Cette erreur maximale a lieu en cœur de la pièce (TC100-101 C) lors de l'overshoot du premier palier isotherme. La comparaison entre les données expérimentales du thermocouple TC100-101 C et les résultats de la simulation au nœud correspondant est disponible dans la Fig. 6b.



(a) Instrumentation du stratifié de 200 plis



(b) TC 100-101 C VS Simulation

Fig. 6.: Comparaison entre le suivi thermique du TC 100-101 C et la simulation de cuisson en cœur de pièce épaisse

Des mesures de températures de transition vitreuse et de degrés d'avancement de réaction sont également effectuées à différentes étapes de la cuisson pour le préimprégné et l'adhésif. Pour cela des mesures DSC dynamiques sont effectuées lors d'arrêts de cycle. Les données expérimentales obtenues sont ensuite comparées aux résultats des simulations FEA.

3.3. Validation du modèle complet

Finalement, le modèle complet est validé sur des cornières et des plaques fabriqués en autoclave. Les éprouvettes sont drapées sur un moule INVAR recouvert de démoulant liquide FREKOTE 700 NC et d'un film démoulant FEP. Les mesures des déformations post-cuisson sont comparées aux résultats obtenus par simulation (voir Fig. 7). Trois types de cornières et deux types de plaques asymétriques sont étudiés. Le modèle, qui n'est pas encore entièrement finalisé, fournit des résultats satisfaisants. Des éprouvettes collées sont également en cours de fabrication pour valider la simulation du film de colle.

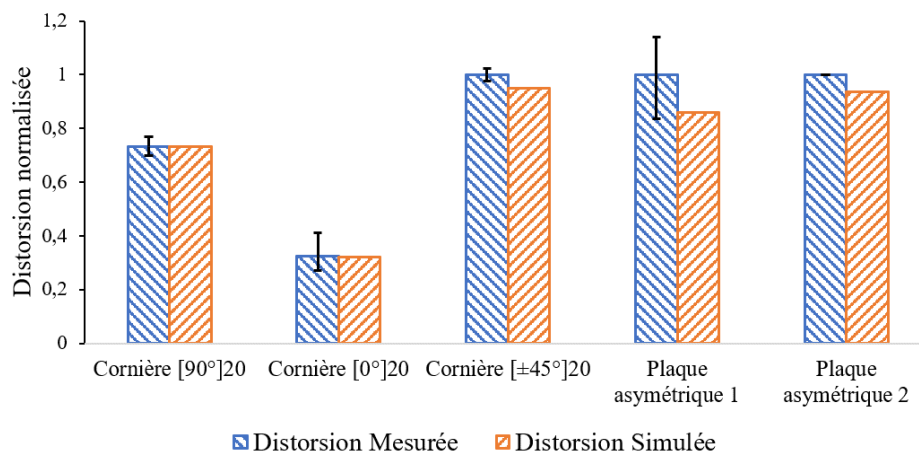


Fig. 7.: Comparaison entre les mesures de déformation expérimentales et les simulations

4. Conclusion

Le modèle développé permet de simuler, dans un premier temps, la cuisson d'une pièce composite seule puis son assemblage avec une pièce crue par co-collage. On notera que ce modèle est également transposable à tout changement de cycle, de procédé de collage ou de géométrie de pièce. Il est fonctionnel en 2D et en 3D et fournit des résultats encourageants pour les éprouvettes de validation testées. De nouveaux essais devront cependant être effectués afin de valider et de comprendre plus finement l'influence de la colle sur les distorsions de cuisson. Dans cet objectif un suivi de la cuisson d'assemblages collés en autoclave par fibres optiques à réseaux de Bragg est prévu.

Le modèle de cuisson ignore pour le moment les interactions avec le moule. Dans le cas d'étude présenté ici le moule utilisé est un moule INVAR recouvert à la fois de démoulant liquide et d'un film démoulant FEP. Le moule ne va donc pas avoir une influence importante sur les distorsions. Cependant, il pourrait être plus qu'intéressant économiquement de passer à des moules en acier ou en aluminium. Dans ce cas, l'influence de l'outillage sur les déformations ne peut plus être ignoré. Il devient donc essentiel de pouvoir modéliser son interaction avec la pièce. Dans cet objectif, un enrichissement du modèle existant est en cours, avec l'ajout d'un nouveau module qui s'appuie sur le modèle d'interaction développé par L. Mezeix et al. [15, 16].

Références

- [1] M. Lipcan, J. Balvers, M. Hartmann « A Strategy For Cost-effective Compensation Of Process Induced Deformations In Composite Structures », *ECCM18 - 18th European Conference on Composite Materials*.
- [2] D. Stefaniak, E. Kappel, T. Sprowitz, C. Hühne « Experimental identification of process parameters inducing warpage of autoclave-processed CFRP parts », *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* Vol. 43 n° 7, pp. 1081–1091, 2012.
- [3] E. Kappel, D. Stefaniak, G. Fernlund « Predicting process-induced distortions in composite manufacturing – A pheno-numerical simulation strategy », *Composite Structures* Vol. 120, pp. 98–106, 2015.
- [4] I. Baran, K. Cinar, N. Ersoy, R. Akkerman, J. H. Hattel « A Review on the Mechanical Modeling of Composite Manufacturing Processes », *Archives of Computational Methods in Engineering* Vol. 24 n° 2, pp. 365–395, 2017.
- [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] M. R. Kamal, S. Sourour « Kinetics and thermal characterization of thermoset cure », *Polymer Engineering & Science* Vol. 13 n° 1, pp. 59–64, 1973.
- [7] Y. Ledru « Etude de la porosité dans les matériaux composites stratifiés aéronautiques », Ph.D. thesis, Université de Toulouse, 2009.
- [8] C. Paris « Étude et modélisation de la polymérisation dynamique de composites à matrice thermodurcissable », Ph.D. thesis, INPT, 2011.
- [9] J. P. Pascault, R. J. J. Williams « A Review on the Mechanical Modeling of Composite Manufacturing Processes », *Polymer Bulletin* Vol. 24 n° 1, pp. 115–121, 1990.
- [10] J. P. Pascault, R. J. J. Williams « Glass Transition Temperature Versus Conversion Relationships For Thermosetting Polymers », *Journal of Polymer Science : Part B* Vol. 28 n° 1, pp. 85–95, 1990.
- [11] A. Johnston, R. Vaziri, A. Poursartip « A Plane Strain Model for Process-Induced Deformation of Laminated Composite Structures », *Journal of Composite Materials* Vol. 35 n° 16, pp. 1435–1469, 2001.
- [12] T. A. Bogetti, J. W. Gillespie Jr « Process-induced stress and deformation in thick-section thermoset composite laminates », *Journal of Composite Materials* Vol. 26 n° 5, pp. 626–660, 1992.
- [13] L. Khoun « Process-Induced Stresses and Deformations in Woven Composites Manufactured by Resin Transfer Moulding », Ph.D. thesis, McGill University, 2009.
- [14] T. Curiel, G. Fernlund « Deformation and stress build-up in bi-material beam specimens with a curing FM300 adhesive interlayer », *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* Vol. 39 n° 2, pp. 252–261, 2008.
- [15] M. Fiorina, A. Seman, B. Castanie, K. Ali, C. Schwob, L. Mezeix « Spring-in prediction for carbon/epoxy aerospace composite structure », *Composite Structures*, pp. 252–261, 2017.
- [16] L. Mezeix, A. Seman, M. Nasir, Y. Aminanda, A. Rivai, B. Castanié, P. Olivier, K. Ali « Spring-back simulation of unidirectional carbon/epoxy flat laminate composite manufactured through autoclave process », *Composite Structures* Vol. 124, pp. 196–205, 2015.