

Modélisation multi-échelle du comportement dissipatif de composites tissés 3D

Multi-scale modeling of the dissipative behavior of 3D woven composites

B. S. Barini^{1,2}, M. Le Saux¹, Y. El Archi², L. Navrátil², N. Carrere¹

1 : ENSTA Bretagne, UMR CNRS 6027, IRDL

2 rue François Verny, F-29200, Brest

bruno.simoes@ensta-bretagne.org, nicolas.carrere@ensta-bretagne.fr et

matthieu.le_saux@ensta-bretagne.fr

2 : SAFRAN Composites

33 rue de la gare, F-91760, Itteville

libor.navratil@safrangroup.com et youssera.el-archi@safrangroup.com

Résumé

Les matériaux composites tissés 3D à matrice polymère ont une réponse mécanique sous chargement cyclique particulièrement complexe, intimement liée à leur microstructure tissée et au comportement mécanique de leurs constituants. Le travail présenté a pour objectif la mise en place d'une démarche de modélisation multi-échelle du comportement dissipatif de composites tissés 3D à matrice époxy et fibres de carbone. Cette démarche vise à interpréter la réponse dissipative moyenne du matériau sous chargement cyclique (auto-échauffement) et à faire le lien avec la microstructure du composite et le comportement mécanique de la matrice. Cet article se concentre sur la modélisation de la réponse mécanique dissipative de la matrice, qui est un des ingrédients essentiels de la modélisation multi-échelle. Le comportement mécanique de la matrice époxy est caractérisé à partir d'essais de fluage-recouvrement multi-paliers et d'essais d'auto-échauffement. Un modèle viscoélastique spectral non linéaire, formulé dans un cadre thermodynamique, est proposé pour décrire ce comportement. Le modèle identifié à partir d'un essai de fluage-recouvrement multi-paliers est en mesure de prévoir la dissipation sous chargement cyclique de la matrice en fonction du niveau de chargement appliqué.

Abstract

3D woven polymer matrix composites exhibit a particularly complex mechanical response under cyclic loading, which is closely linked to their woven microstructure and the mechanical behavior of their constituents. The objective of the presented work is to establish a multi-scale modeling approach to describe the dissipative behavior of 3D woven composites made of epoxy matrix and carbon fibers. This approach aims to interpret the overall dissipative response of the material under cyclic loading (self-heating) and to establish a connection between the composite's microstructure and the mechanical behavior of the matrix. This paper focuses on the modeling of the dissipative mechanical response of the matrix, which is one of the key components of the multi-scale model. The mechanical behavior of the epoxy matrix is characterized through multi-step creep-recovery tests and self-heating experiments. A nonlinear spectral viscoelastic model, formulated within a thermodynamic framework, is proposed to describe this behavior. The model, identified from a multi-step creep-recovery test, can predict the dissipation under cyclic loading of the matrix as a function of the applied loading level.

Mots Clés : Composites tissés 3D, dissipation, auto-échauffement, modélisation, approche multi-échelles

Keywords : 3D woven composites, dissipation, self-heating, modeling, multi-scale approach

1. Introduction

Les matériaux composites tissés 3D à matrice polymère permettent de développer des structures de plus en plus légères et résistantes mécaniquement pour les applications aéronautiques, réduisant ainsi la consommation de carburant des avions et, par conséquent, les émissions de CO₂. Pour certaines applications, il est nécessaire de garantir une tenue en fatigue sur un très grand nombre de cycles (plus de 10⁷). Caractériser la tenue en fatigue sur de telles durées entraîne des coûts et des délais considérables, d'autant plus que la fréquence des sollicitations est souvent limitée pour éviter un échauffement excessif des éprouvettes [1]. La méthode d'auto-échauffement a été appliquée avec succès pour accélérer la caractérisation de la tenue en fatigue de différents matériaux, incluant des matériaux composites [2]. Cette méthode consiste à déterminer la densité d'énergie dissipée par cycle à partir de l'élévation de la température de l'éprouvette mesurée sous chargement cyclique. Il s'agit ensuite de lier l'évolution de cette énergie dissipée en fonction du niveau de contrainte appliqué à la tenue en fatigue. Établir ce lien est particulièrement complexe pour les composites tissés 3D à matrice polymère, car la dissipation peut avoir plusieurs origines, liées à des mécanismes de déformation particuliers (viscoélasticité, plasticité, etc.) ou des localisations spécifiques (résine intra-toron, poches de résine). Il est donc essentiel de ne garder dans l'analyse que les mécanismes directement liés à la rupture en fatigue.

Les travaux présentés visent à mettre en place une démarche de modélisation multi-échelle du comportement dissipatif de composites tissés 3D à matrice époxy et fibres de carbone. L'objectif final de la thèse est d'apporter des éléments de compréhension de la courbe d'auto-échauffement et d'établir le lien avec la tenue en fatigue. Les simulations sont réalisées à l'échelle de la microstructure, à l'aide de la méthode des éléments finis ou d'une méthode basée sur la transformée de Fourier rapide (AMITEX [3]). Ces simulations sont réalisées sur des maillages issus de microstructures réelles caractérisées par tomographie aux rayons X (similaire à la technique utilisée par Schneider [4]). Un comportement mécanique homogénéisé est attribué aux torons de fibres, qui comprennent une certaine fraction de matrice. Un élément clé de cette approche multi-échelle est donc la modélisation du comportement de la matrice. Cet article se concentre sur la caractérisation et la modélisation de ce comportement. La partie 2 présente les essais réalisés pour caractériser ce comportement. Le modèle proposé pour le décrire est présenté en partie 3. La partie 4 décrit le processus d'identification des paramètres mis en place. Enfin, la partie 5 conclut sur la capacité du modèle à décrire la réponse dissipative de la matrice.

2. Caractérisation du comportement mécanique de la résine

La résine époxy caractérisée a été élaborée sous forme de plaques. Trois types d'essais de traction uniaxiale ont été réalisés pour caractériser le comportement mécanique de la résine : monotone, fluage-recouvrement multi-paliers et auto-échauffement. Ces essais ont été réalisés sur des éprouvettes de géométrie altère avec une zone utile de 25 mm de long, 4 mm de large et 4 mm d'épaisseur, selon l'ISO 527-2 type 5A.

Les essais de traction monotone ont été menés jusqu'à rupture avec une vitesse de chargement de 500 N/min. Lors des essais de fluage-recouvrement multi-paliers, des blocs constitués d'un palier de fluage de 2000s suivi d'un palier de recouvrement de 2000s à contrainte nulle, ont été appliqués successivement, en appliquant des niveaux de contrainte croissants (à 10, 20, 30, 40, 50 et 60% de la contrainte à rupture en traction monotone) lors des paliers de fluage, comme l'illustre la Fig. 1. La déformation axiale moyenne dans la zone utile de l'éprouvette a été mesurée à l'aide d'un extensomètre. Les résultats présentés sur la Fig. 2 mettent en évidence un comportement mécanique viscoélastique non linéaire.

Les essais d'auto-échauffement consistent en plusieurs blocs de chargement de 50 cycles, pendant lesquels l'éprouvette est sollicitée avec un rapport de contrainte de 0.05. L'amplitude de la contrainte appliquée est augmentée de 10% de la contrainte à rupture en traction monotone de la résine à chaque bloc. Entre chaque bloc, la contrainte est ramenée à zéro pour permettre à l'éprouvette de se refroidir jusqu'à une température stable. Les essais ont été réalisés avec une fréquence de sollicitation (sinusoïdale) de 2 Hz. La température de la surface de l'éprouvette a été mesurée avec une caméra infrarouge. Les données ont été traitées à l'aide du logiciel CELENOS [5] pour déterminer la vitesse d'élévation de la température moyenne. Enfin, la densité volumique d'énergie dissipée en moyenne par cycle est calculée à partir de cette élévation de température via l'équation de la chaleur, en faisant un certain nombre d'hypothèses [6]. Un exemple de courbe d'auto-échauffement obtenue est donné sur la Fig. 3.

3. Modélisation du comportement mécanique de la résine

Afin de décrire le comportement de la matrice, une loi viscoélastique spectrale non linéaire a été utilisée. Cette loi, initialement développée par Maire [7] pour décrire le comportement de plis unidirectionnels et de composites stratifiés, a été ensuite adaptée par Schieffer [8] pour décrire la réponse d'une résine époxy ou d'un composite stratifié. Elle est fondée sur le modèle rhéologique de Kelvin-Voigt généralisé. Le potentiel d'énergie libre massique ψ peut être écrit de la manière suivante (Eq. 1).

$$2\rho\psi = \left(\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}} - \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{ve} \right) : \underline{\underline{\boldsymbol{C}}} : \left(\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}} - \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{ve} \right) + \sum_{k=1}^n \left(\frac{1}{\mu_k} \left(\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_k^{ve} : \underline{\underline{\boldsymbol{C}}}_R : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_k^{ve} \right) \right) \quad (\text{Eq. 1})$$

ρ représente la masse volumique du matériau. La déformation totale $\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}$ est divisée en une partie élastique $\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^e$ et une partie viscoélastique $\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{ve} = \sum_{k=1}^n \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_k^{ve}$, où $\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_k^{ve}$ désigne la déformation viscoélastique de chaque branche \mathbf{k} . $\underline{\underline{\boldsymbol{C}}}$ correspond au tenseur d'élasticité (instantané) de la branche élastique, supposé isotrope, défini par un module d'Young \mathbf{E} et un coefficient de Poisson \mathbf{v} . $\underline{\underline{\boldsymbol{C}}}_R$ est la rigidité relaxée, également supposée, isotrope, de chaque branche visqueuse, définie à partir de $\underline{\underline{\boldsymbol{C}}}$ et de β qui est un paramètre à identifier. Le symbole $:$ désigne le produit doublement contracté. Le modèle utilisé comporte 20 branches visqueuses : $n = 20$. Chaque branche est associée à un temps caractéristique τ_k (Eq. 2), pondéré par μ_k . μ_k suit une distribution gaussienne limitée entre n_1 et n_2 , selon l'Eq. 3, avec n_c le centre de la distribution et n_0 un paramètre qui traduit son étalement.

$$\tau_k = 10^k \quad (\text{Eq. 2})$$

$$\mu_k = \frac{1}{n_0\sqrt{\pi}} \exp\left[-\left(\frac{n_k - n_c}{n_0}\right)^2\right] \quad (\text{Eq. 3})$$

Les forces thermodynamiques associées aux déformations $\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}$, $\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{ve}$ et $\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_k^{ve}$ sont les suivantes (Eq. 4), (Eq. 5) et (Eq. 6) :

$$\underline{\underline{\boldsymbol{\sigma}}} = \underline{\underline{\boldsymbol{C}}} : \left(\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}} - \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}^{ve} \right) \quad (\text{Eq. 4})$$

$$\underline{\underline{\boldsymbol{\sigma}}}^{ve} = -\underline{\underline{\boldsymbol{\sigma}}} \quad (\text{Eq. 5})$$

$$\underline{\underline{\boldsymbol{\chi}}}_k = \frac{1}{\mu_k} \underline{\underline{\boldsymbol{C}}}_R : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_k^{ve} \quad (\text{Eq. 6})$$

Le potentiel de dissipation est défini de la manière suivante (Eq. 7) :

$$2\varphi^* = \sum_{k=1}^n \frac{\mu_k}{\tau_k} \left(\underline{\mathbf{g}} \cdot \underline{\boldsymbol{\sigma}}^{ve} + \underline{\chi}_k \right) : \underline{\underline{\mathbf{C}}}_R^{-1} : \left(\underline{\mathbf{g}} \cdot \underline{\boldsymbol{\sigma}}^{ve} + \underline{\chi}_k \right) \quad (\text{Eq. 7})$$

La fonction $\underline{\mathbf{g}}(\underline{\boldsymbol{\sigma}})$ pilote la non-linéarité de la réponse. Elle est exprimée comme suit en fonction de la contrainte $\underline{\boldsymbol{\sigma}}$ et de deux paramètres à identifier, $\underline{\boldsymbol{\gamma}}$ et $\underline{\mathbf{p}}$ (Eq. 8).

$$\underline{\mathbf{g}}(\underline{\boldsymbol{\sigma}}) = \mathbf{1} + \underline{\boldsymbol{\gamma}} \left(\sqrt{\underline{\boldsymbol{\sigma}} : \underline{\underline{\mathbf{C}}}_R : \underline{\boldsymbol{\sigma}}} \right)^{\underline{\mathbf{p}}} \quad (\text{Eq. 8})$$

Les lois d'évolution des variables internes $\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}^{ve}$ et $\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_k^{ve}$ qui dérivent du potentiel de dissipation sont les suivantes (Eq. 9) et (Eq. 10) :

$$\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}^{ve} = \underline{\mathbf{g}} \sum_k \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_k^{ve} \quad (\text{Eq. 9})$$

$$\underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_k^{ve} = \frac{1}{\tau_k} \left(\mu_k \cdot \underline{\mathbf{g}} \cdot \underline{\underline{\mathbf{C}}}_R^{-1} : \underline{\boldsymbol{\sigma}} - \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_k^{ve} \right) \quad (\text{Eq. 10})$$

La dissipation intrinsèque est calculée de la manière suivante (Eq. 11) :

$$\mathcal{D} = \underline{\boldsymbol{\sigma}} : \underline{\boldsymbol{\varepsilon}}^{ve} - \sum_{k=1}^n \underline{\underline{\boldsymbol{\sigma}}}_k^e : \underline{\underline{\boldsymbol{\varepsilon}}}_k^{ve} \quad (\text{Eq. 11})$$

4. Identification de la loi de comportement

La loi de comportement proposée comprend 8 paramètres à identifier : $\underline{\underline{\mathbf{C}}}$, $\underline{\mathbf{n}}_0$, $\underline{\mathbf{n}}_c$, $\underline{\mathbf{n}}_1$, $\underline{\mathbf{n}}_2$, $\underline{\boldsymbol{\beta}}$, $\underline{\boldsymbol{\gamma}}$ et $\underline{\mathbf{p}}$.

Ces paramètres ont été identifiés de manière séquentielle. $\underline{\underline{\mathbf{C}}}$ a été identifié à partir des données de traction monotone. Les paramètres $\underline{\mathbf{n}}_0$, $\underline{\mathbf{n}}_c$, $\underline{\mathbf{n}}_1$, $\underline{\mathbf{n}}_2$ et $\underline{\boldsymbol{\beta}}$ ont été identifiés à partir des résultats des blocs d'un essai de fluage-recouvrement par paliers consécutifs pour lesquels les niveaux de contrainte étaient inférieurs à 20% de la contrainte à rupture, de telle sorte que la réponse attendue était essentiellement viscoélastique linéaire. Afin de s'assurer que le spectre visqueux était compatible avec les vitesses de sollicitation mise en jeu lors des essais cycliques, un palier d'auto-échauffement à 20% de la contrainte à rupture a également été utilisé. L'identification des paramètres $\underline{\boldsymbol{\gamma}}$ et $\underline{\mathbf{p}}$ a été réalisée sur la base de l'ensemble de l'essai de fluage-recouvrement multi-paliers.

La Fig. 1 montre le chargement appliqué pour l'essai de fluage-recouvrement par paliers consécutifs.

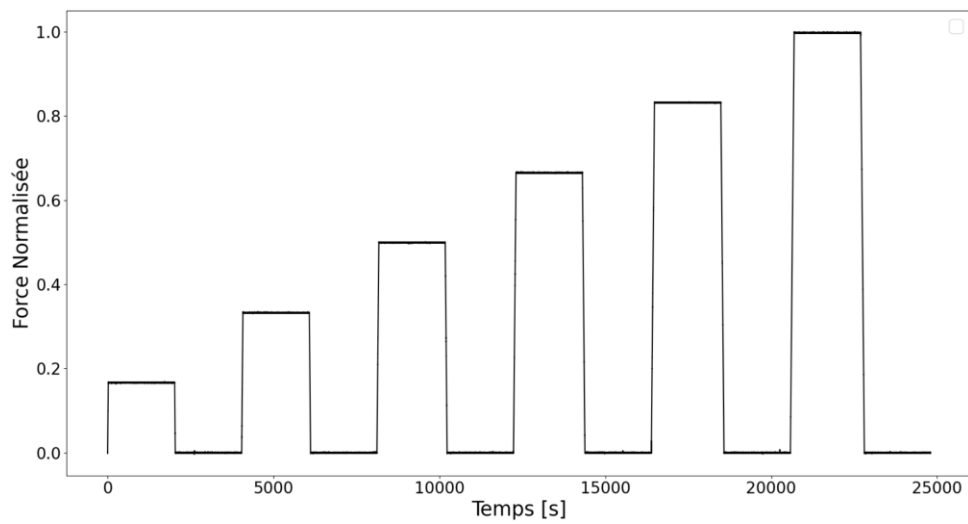


Fig. 1. Chargement expérimentale pour l'essai de fluage-recouvrement multi-paliers

La Fig. 2 montre que le modèle ainsi identifié est en mesure de décrire la réponse à l'essai de fluage-recouvrement par paliers consécutifs.

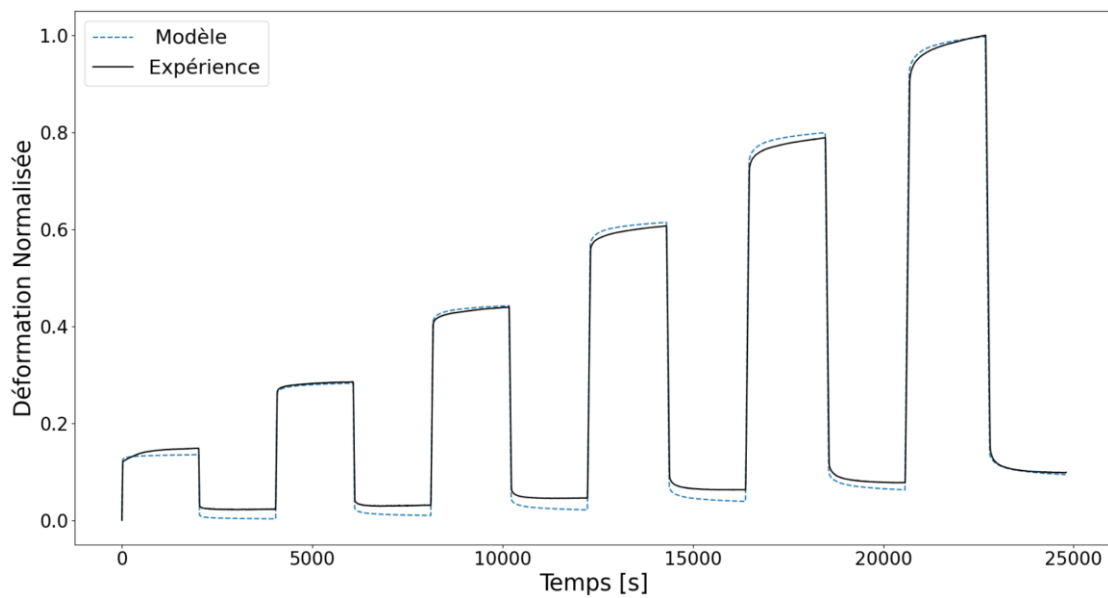


Fig. 2. Comparaison de la réponse calculée avec le modèle identifié à la réponse expérimentale pour un essai de fluage-recouvrement multi-paliers

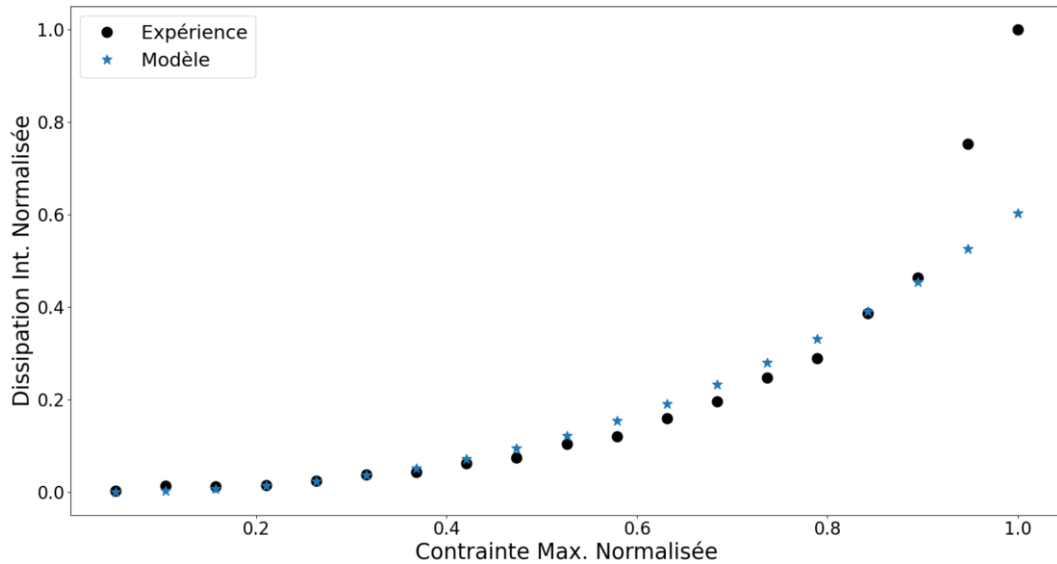


Fig. 3. Comparaison de la densité d'énergie de dissipation moyenne par cycle (normalisée) prévue par le modèle identifié, à celle obtenue expérimentalement lors d'un essai d'auto-échauffement

5. Conclusions

Comme l'illustre la Fig. 3, le modèle prévoit correctement la dissipation cyclique en fonction de la contrainte maximale appliquée, jusqu'à un niveau de contrainte d'environ 85% de la contrainte à rupture. Ce domaine de contraintes correspond à un domaine 25% plus grand que le domaine dans lequel le modèle a été identifié. Le fait que la dissipation soit sous-estimée par le modèle pour les niveaux de contrainte supérieurs suggère que de nouveaux mécanismes dissipatifs sont actifs. L'objectif de ce travail étant d'étudier les mécanismes conduisant à la ruine en fatigue pour des grands nombres de cycles ($>10^5$ cycles), les prévisions du modèle pour ces contraintes proches de la contrainte à rupture ne sont pas de premier intérêt. La loi développée peut donc être utilisée comme donnée d'entrée pour la prévision par changement d'échelles du comportement des torons. Ce comportement homogénéisé sera obtenu par une approche multi-échelles séquentielle proche de celle mise en place dans [8]. Comme indiqué dans l'introduction, un second changement d'échelle basé sur des calculs numériques sur microstructure permettra de prévoir le comportement et la dissipation à l'échelle du tissé. Cette approche, les résultats obtenus et la comparaison avec des résultats expérimentaux seront présentés lors de la conférence.

Références

- [1] D. Sims, « Fatigue in composites », Bryan Harris, Woodhead, 2003.
- [2] L. Navrátil, V. Le Saux, S. Leclercq, N. Carrere, Y. Marco, « Infrared image processing to guide the identification of damage and dissipative mechanisms in 3D layer-to-layer woven composites », *Applied Composite Materials* Vol. 29, pp. 1449-1477, 2022.
- [3] L. Gélébart, J. Derouillat, « AMITEX_FFTP - Simulations FFT massivement parallèles en mécanique des matériaux hétérogènes », 13ème colloque national en calcul des structures, Giens, France, 2017.
- [4] A. Mendoza, J. Schneider, E. Parra, S. Roux, « The Correlation framework: bridging the gap between modeling and analysis for 3D woven composites », *Composite Structures*, Vol. 229, pp. 111468, 2019.
- [5] V. Le Saux, « Celenos », Zenodo. <https://doi.org/10.5281/zenodo.10925713>
- [6] L. Navrátil, « Apports de l'imagerie qualitative infrarouge pour la caractérisation thermomécanique et le dimensionnement en fatigue de composites tissés 3D », Ph.D. thesis, ENSTA Bretagne, 2021.
- [7] J. Maire, « Etudes théorique et expérimentale du comportement de matériaux composites en contraintes planes », Ph.D. thesis, Université de Franche-Comté, 1992.
- [8] A. Schieffer, « Modélisation multiéchelle du comportement thermo-mécanique des CMO et prise en compte des effets du vieillissement thermique », Ph.D. thesis, Troyes, 2003.