



**HAL**  
open science

# Simulation numérique du comportement thermo-mécanique de composites stratifiés tissés carbone PPS sous flux radiant

Yann Carpier, Fabrice Barbe, Benoît Vieille, Alexis Coppalle

## ► To cite this version:

Yann Carpier, Fabrice Barbe, Benoît Vieille, Alexis Coppalle. Simulation numérique du comportement thermo-mécanique de composites stratifiés tissés carbone PPS sous flux radiant. 21ème Journées Nationales sur les Composites, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers (ENSAM) - Bordeaux, Jul 2019, Bordeaux, Talence, France. hal-02420693

**HAL Id: hal-02420693**

**<https://hal.science/hal-02420693>**

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.

## **Modélisation numérique du comportement thermo-mécanique de composites stratifiés tissés carbone PPS sous flux radiant**

### ***Numerical modeling of the thermo-mechanical behavior of carbon PPS woven-ply composite laminates under radiative flux***

**Yann Carpier<sup>1</sup>, Fabrice Barbe<sup>1</sup>, Benoit Vieille<sup>1</sup>, Alexis Coppalle<sup>2</sup>**

1 : INSA Rouen, Normandie Univ, CNRS, Groupe de Physique des Matériaux  
Avenue de l'Université, 76800 Saint Etienne du Rouvray  
e-mail : [yann.carpier@insa-rouen.fr](mailto:yann.carpier@insa-rouen.fr), [fabrice.barbe@insa-rouen.fr](mailto:fabrice.barbe@insa-rouen.fr) et [benoit.vieille@insa-rouen.fr](mailto:benoit.vieille@insa-rouen.fr)

2 : INSA Rouen, Normandie Univ, CNRS, CORIA  
Avenue de l'Université, 76800 Saint Etienne du Rouvray  
e-mail : [alexis.coppalle@coria.fr](mailto:alexis.coppalle@coria.fr)

### **Résumé**

Dans des conditions critiques d'utilisation en service, des pièces de structures aéronautiques en matériaux composites à matrice polymère peuvent être soumises simultanément à des flux de chaleur sous charge mécanique. Dans ce contexte, ce travail vise ainsi à développer des outils numériques permettant de simuler les comportements thermique et mécanique de stratifiés à matrice thermoplastique polysulfure de phénylène renforcée par un tissu de fibres de carbone soumis à un flux thermique ou un chargement combiné (flux et chargement mécanique). Une telle modélisation nécessite la prise en compte de très nombreux phénomènes (modification des propriétés physiques et mécaniques, décomposition thermique, endommagement, *etc.*) et de conditions aux limites complexes (distribution hétérogène de la densité de flux thermique à la surface de l'échantillon, convection, rayonnement). Le modèle de comportement développé permet de prédire l'évolution de la rigidité macroscopique du stratifié sur une gamme de température allant jusqu'à la fusion du matériau (environ 320°C).

### **Abstract**

Under critical conditions of use in service, aeronautical structural parts made of polymer matrix composite materials may be subjected simultaneously to heat flows under mechanical load. In this context, this work aims to develop numerical tools to simulate the thermal and mechanical behaviours of laminates consisting of a polyphenylene sulfide thermoplastic matrix reinforced by carbon woven fibers subjected to a thermal flow or a combined loading (Thermal flux + mechanical loading). Such modelling requires the consideration of a wide range of phenomena (modification of physical and mechanical properties, thermal decomposition, damage, *etc.*) and complex boundary conditions (heterogeneous distribution of heat flux density on the sample surface, convection, radiation). The proposed model makes it possible to predict the evolution of the macroscopic stiffness of the laminate over a temperature range up to the melting of the material (about 320°C).

**Mots Clés :** couplage thermique-mécanique, thermoplastique, fibres de carbone, modélisation, expérimental

**Keywords :** thermal-mechanical coupling, thermoplastic, carbon fibers, modelling, experiment

## **1. Introduction**

### **1.1 Contexte**

15 minutes. C'est le temps dont dispose un pilote pour faire atterrir l'avion lorsqu'un réacteur prend feu... Pour éviter ce scénario critique, les industriels de l'aéronautique sont soumis à des normes de certification très strictes imposées par les autorités de régulation comme la FAA (Federal Aviation Administration). Ainsi, une pièce ne peut être qualifiée pour une application aéronautique que si elle a été certifiée au feu. Pour étudier les mécanismes de dégradation thermique et leurs

conséquences sur le comportement mécanique des matériaux utilisés dans les nacelles de moteur, l'idée originale est d'associer sur un même banc d'essais un cône calorimètre et une machine d'essais mécaniques pour reproduire les conditions d'un incendie à l'échelle laboratoire. De manière spécifique, on s'intéresse ici à l'étude du couplage thermo-mécanique au sein de matériaux composites à matrice thermoplastique PPS (PolyPhénylène Sulfide) renforcée par un tissu de fibres de carbone.

## 1.2 Approche méso-macro

Pour ce type de modélisation, la température est le facteur le plus important car il définit l'état du matériau et ses propriétés. Une attention particulière est donc portée à la détermination de paramètres et de propriétés matériaux permettant d'alimenter un modèle de conduction thermique multi-échelles dans un Volume Élémentaire Représentatif (VER) du composite (Fig. 1). Une méthode d'identification inverse basée sur un algorithme génétique est mise en place. L'étape d'identification des paramètres est menée en s'appuyant sur des simulations aux échelles macroscopiques et mésoscopiques [1]. Chaque propriété est identifiée à une échelle caractéristique permettant de rendre compte de son influence. Quand les propriétés thermiques des constituants sont identifiées, un modèle simplifié permettant de simuler la réponse thermo-mécanique du stratifié à l'échelle mésoscopique (pour une température  $T < T_{d,o}$  température de début de décomposition) est proposé [2]. Pour déterminer les propriétés des constituants à l'échelle mésoscopique, une modélisation à champs complets du VER, avec une prise en compte explicite des constituants (torons de fibres et matrice), est menée avec la méthode des éléments finis [3,4].

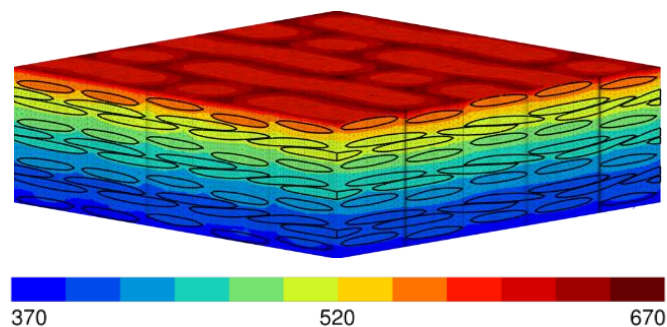


Fig. 1. Illustration du champ de température dans un VER soumis à un flux thermique de  $50 \text{ kW/m}^2$

Les propriétés thermiques et mécaniques du matériau sont déterminées expérimentalement pour des températures  $T < T_{d,o}$  (Température de début de décomposition). La présente étude se limite ainsi à l'analyse du comportement thermo-mécanique pour cette gamme de température. Il est choisi de se focaliser sur des sollicitations en traction, car le comportement est dans ce cas majoritairement piloté par les fibres. Dans cette situation, les phénomènes visqueux, essentiellement liés à la matrice PPS, peuvent être raisonnablement négligés. Ceci permet, en première approche et afin d'analyser la pertinence d'une approche mésoscopique du comportement thermo-mécanique sous exposition thermique sévère, de considérer un comportement élastique linéaire pour chacun des constituants du composite.

## 2. Matériaux et méthodologie expérimentale

### 2.1 Matériaux étudiés

Le matériau étudié est un composite à matrice PPS renforcée par des fibres de carbone. Le renfort, fourni par Toray, est un tissu équilibré selon un motif satin de 5 (T300 3K 5HS). La résine est fournie par Ticona (Fortron 0214). Le taux volumique des constituants est de 50%, soit un taux massique de 42% pour la matrice. Le matériau se présente sous la forme de plaques stratifiées de 7 plis possédant la séquence d'empilement suivante, considérée comme quasi-isotrope (QI) : [(0/90), ( $\pm 45$ ), (0/90), ( $\pm 45$ ), (0/90), ( $\pm 45$ ), (0/90)].

Les températures caractéristiques du C/PPS sont la température de transition vitreuse  $T_g=100^\circ\text{C}$  et la température de fusion  $T_m=280^\circ\text{C}$ .

### 2.2 Essais de traction à haute température

La caractérisation du comportement mécanique à haute température (en conditions isothermes) est conduite à l'aide d'une machine uniaxiale servo-hydraulique MTS, équipée de mors hydrauliques et d'une cellule de force d'une capacité de 100kN. La mise en température des éprouvettes est réalisée au moyen d'un four à lampes composé de 3 zones, qui se positionne entre les mors de la machine. Les dimensions du four rendent nécessaires l'utilisation d'éprouvettes avec une zone utile dont la longueur est supérieure à 20 centimètres (Fig. 2). Elles sont découpées par jet d'eau à partir de plaques de 600x600mm<sup>2</sup>.

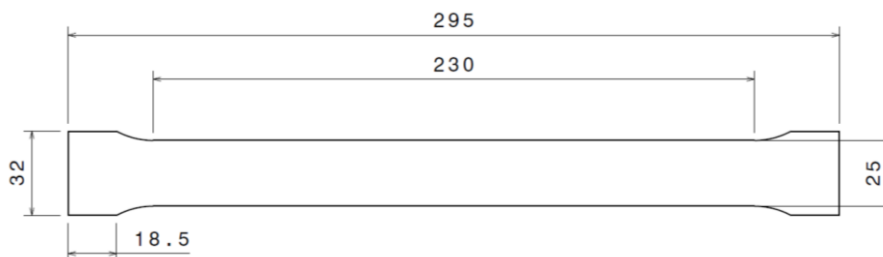


Fig. 2. Éprouvette de traction permettant la caractérisation mécanique du C/PPS à haute température dans un four à lampes

### 2.3 Analyse Thermique Mécanique Dynamique (DMA)

L'appareil utilisé pour évaluer les propriétés thermo-mécaniques dynamiques est une machine Q800 de la société TA instruments. Une analyse DMA en mode flexion encastree simple a été réalisée sur des éprouvettes de PPS pur. Pour des raisons techniques, cette analyse a été conduite jusqu'à 200°C. La fréquence de sollicitation est 1Hz et la vitesse de chauffe imposée est 2°C/min.

## 3 Résultats et discussion

### 3.1 Modélisation des transferts thermiques

L'étape préalable de la modélisation consiste à déterminer le champ de température en tout point de la mésostructure du VER. Pour cela, une identification des paramètres thermiques et de leurs évolutions en fonction de la température (jusqu'à celle de la décomposition) a été menée en s'appuyant en particulier sur des essais de plaques de composite exposées à un flux thermique

contrôlé. L'ensemble de la procédure a été détaillée dans [2,4]. Elle a conduit aux évolutions de températures en fonction du temps présentées dans la Fig. 3. Les paramètres identifiés comprennent en particulier les conductivités thermiques de la matrice, d'un toron dans la direction axiale, d'un toron dans la direction radiale et leurs évolutions en fonction de la température aux différents stades caractéristiques de la dégradation de propriétés en fonction de l'augmentation de la température en chaque point : avant la transition vitreuse, avant la fusion et avant la décomposition thermique. Ces paramètres sont utilisés pour les simulations d'essais de traction isothermes à différentes températures.

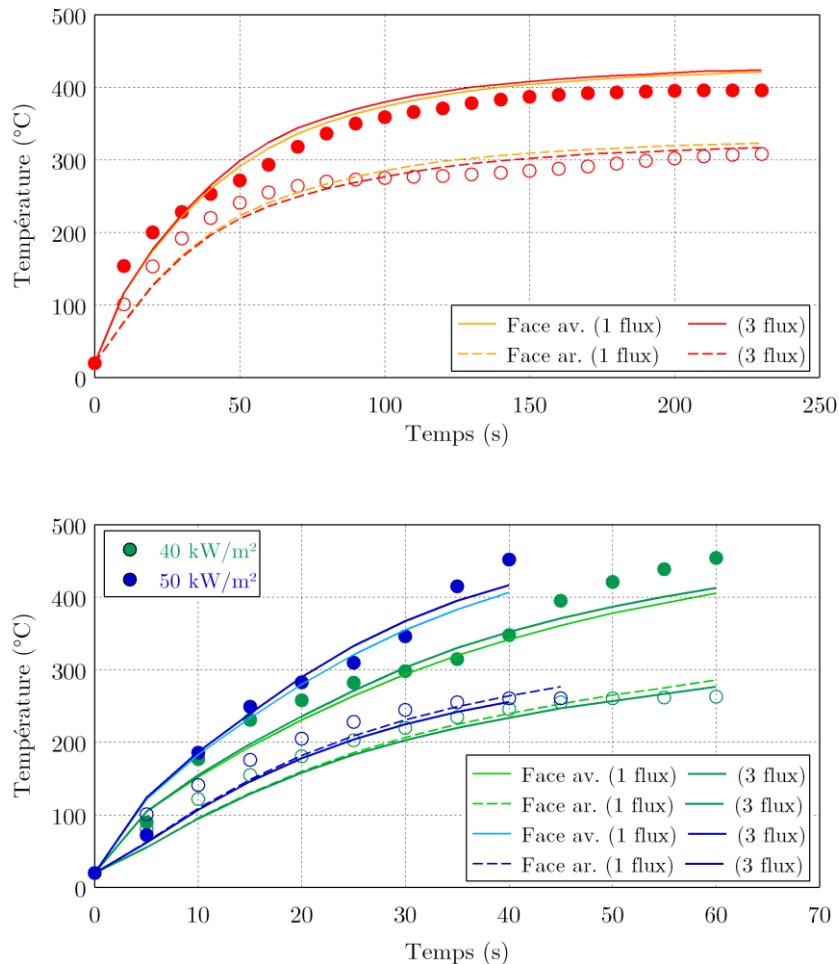


Fig. 3. Comparaison entre les températures mesurées expérimentalement (points) et les températures simulées (lignes) au centre d'une plaque soumise à un flux thermique donné, en face avant de la plaque (face exposée) et en face arrière. (Haut) 30 kW/m<sup>2</sup>, (Bas) 40 et 50 kW/m<sup>2</sup>. Les identifications ont été menées en considérant uniquement l'essai à 30 kW/m<sup>2</sup> (cas 1 flux) ou en considérant les essais aux 3 flux différents (cas 3 flux).

### 3.2 Mesure de l'évolution de la rigidité effective du composite

La dépendance à la température de la rigidité longitudinale en traction est présentée Fig. 4a. Le matériau subit dans un premier temps une perte de 14% de sa rigidité lors de la transition vitreuse de la matrice. Cette diminution est liée à la chute du module de cisaillement des plis à  $\pm 45^\circ$  lors du ramollissement de la matrice (-67% à la T<sub>g</sub>). Au-delà de la température de transition vitreuse, la rigidité en traction du stratifié diminue de façon graduelle jusqu'à 220°C. Ce phénomène est lié à la baisse de la résistance au cisaillement de la matrice et de l'interface fibre-matrice au fur et à mesure que la viscosité de la matrice augmente. On observe une chute significative de la rigidité

longitudinale pour une température comprise entre 220 et 270°C. Celle-ci peut être liée à la fusion de la matrice et à la forte dégradation de l'interface fibre-matrice. En effet, d'après les résultats de DSC [2], la fusion s'opère entre 220 et 295°C. Suite à la fusion, les plis à  $\pm 45^\circ$  n'assurent plus aucun rôle mécanique (une hypothèse corroborée par les résultats de DMA présentés Fig. 4b) car leur comportement est piloté par la matrice. Au-delà, le matériau présente une rigidité résiduelle égale à 58% qui provient uniquement de la contribution des plis à 0/90°. Ces derniers portant initialement 73% de la charge (d'après la théorie des stratifiés), la diminution de leur rigidité après fusion peut être estimée à 19%.

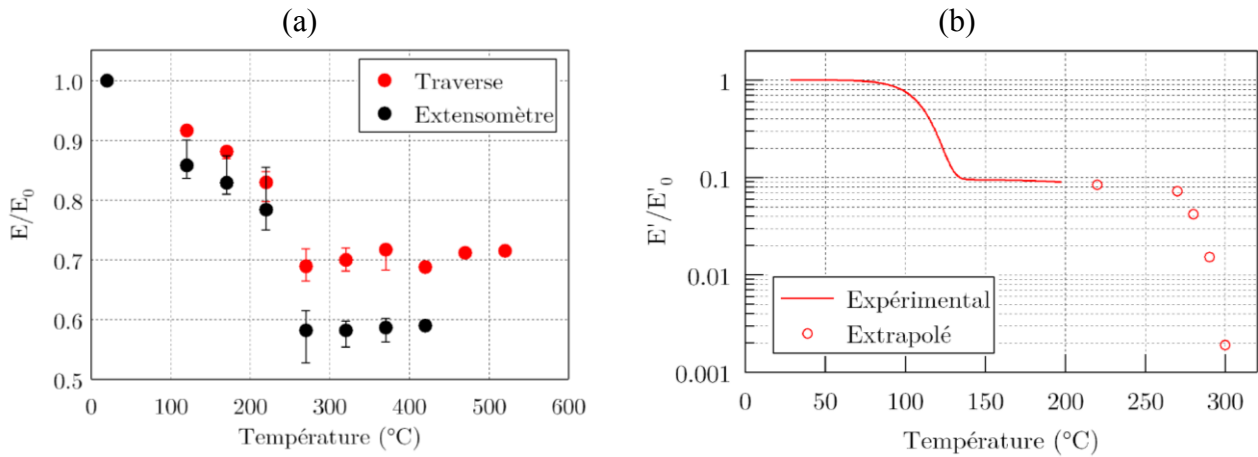


Fig. 4. (a) Evolution de la rigidité longitudinale en traction isotherme de stratifiés C/PPS à drapage quasi-isotrope. (b) Évolution du module de conservation normalisé de la matrice PPS mesurée par DMA en flexion simple ( $f = 1$  Hz)

### 3.3 Identification des propriétés mécaniques des constituants

Tel que justifié dans la section 1.2 vis à vis des objectifs de cette étude, nous retenons simplement un comportement élastique linéaire pour chaque constituant. Pour les torons il est considéré comme orthotrope transverse et n'évoluant pas avec la température. Pour la matrice il est isotrope et avec une rigidité qui se dégrade en fonction de la température. Cette dégradation est définie à partir des mesures en DMA de la Fig. 3b et d'une extrapolation pour les températures supérieures à 200°C. Les observations étant en accord avec les résultats obtenus par Mahieux dans le cas d'un stratifié C/PPS quasi-isotrope [5], l'extrapolation est effectuée avec le modèle phénomologique de Mahieux. Celui-ci assimile les transitions de la matrice à des ruptures (de liaisons électrostatiques lors de la transition vitreuse et de liaisons secondaires lors de la fusion) qui peuvent être modélisées par des lois de Weibull :

$$E(T) = (E_g - E_{rub}) \exp\left(-\left(\frac{T}{T_g}\right)^{m_v}\right) + E_{rub} \exp\left(-\left(\frac{T}{T_f}\right)^{m_f}\right)$$

$E_g$  et  $E_{rub}$  correspondent aux modules à l'état vitreux et à l'état caoutchoutique,  $m_v$  et  $m_f$  à des paramètres de la loi de Weibull associés respectivement à la transition vitreuse et à la fusion de la matrice. Le paramètre  $m_v$  est identifié à l'aide d'un algorithme d'optimisation permettant de minimiser les écarts par rapport à la courbe de DMA. Pour le paramètre  $m_f$ , la valeur proposée par Mahieux pour le PPS est utilisée [6]. Les propriétés des torons sont calculées, quant à elles, à l'aide du modèle de Chamis.



### 3.4 Simulation du couplage thermique mécanique

La loi d'évolution du module de Young de la matrice et les propriétés du toron étant connues, l'évolution de la rigidité longitudinale du stratifié peut être calculée à partir de la représentation mésoscopique du VER présenté en Fig. 1. Pour cela, une déformation de traction  $\epsilon_{11}$  est imposée dans la direction 1 de la Fig. 5. Après application de cette déformation, celle-ci est maintenue constante tandis que la température du matériau est augmentée de façon incrémentale sur une plage de température allant de l'ambiante à 300°C. À chaque instant, le champ de température est homogène et donc cette simulation peut être considérée comme représentative des essais de traction menés en conditions isothermes avec le four à lampe.

A partir du champ de contraintes  $\sigma_{11}$  à une température donnée T, la rigidité apparente longitudinale du VER  $E_{11}(T)$  est calculée par moyenne spatiale sur le VER, tel que présenté dans la Fig. 5. L'évolution de  $E_{11}(T)$  est fournie également en Fig. 5. Elle montre une très bonne corrélation avec la mesure expérimentale jusqu'à 220°C. La simulation prévoit une chute de rigidité plus importante que celle obtenue expérimentalement (chute à 52 % de la valeur initiale contre 58 % expérimentalement) et à une température légèrement plus élevée, correspondant de fait à celle qui a été identifiée dans le modèle de Mahieux. Ces différences peuvent provenir des incertitudes sur les données physiques introduites dans la simulation, en particulier la température de fusion de la matrice et la rigidité de la matrice à l'état fondu.

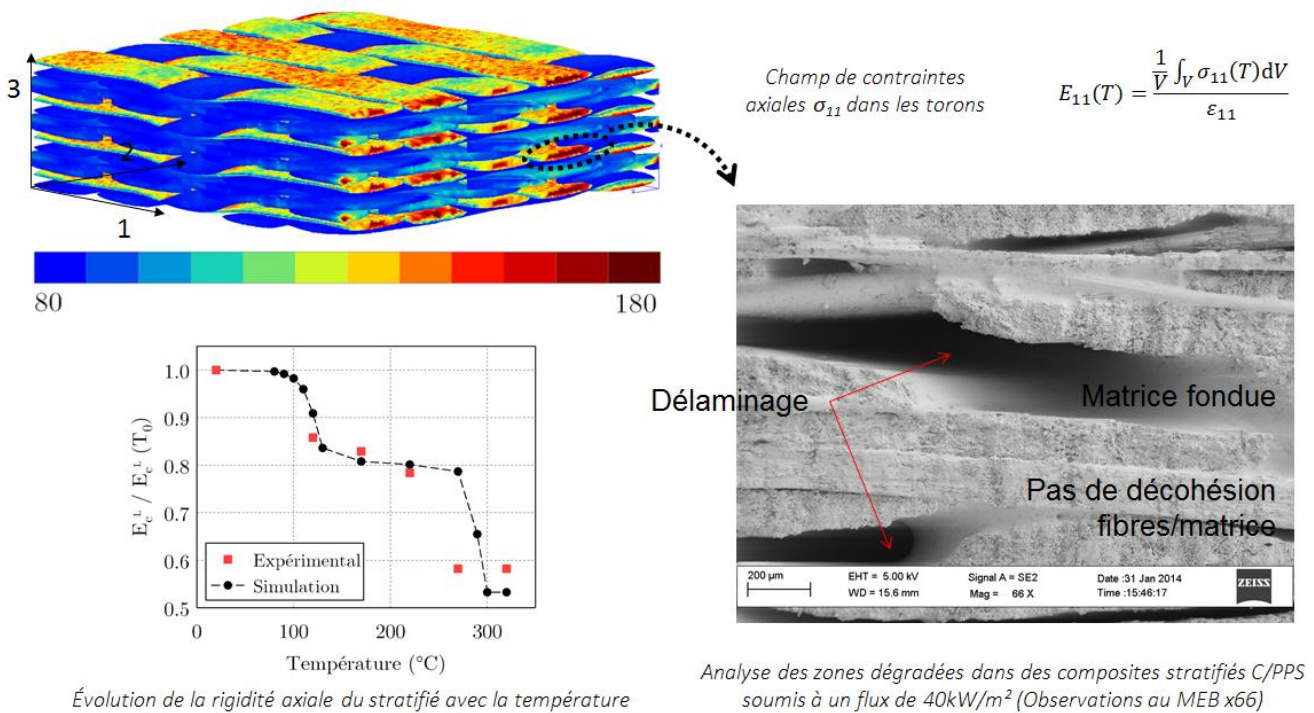


Fig. 5. Résultats de simulation thermo-mécanique sur le VER. (Haut, gauche) champ de contrainte longitudinale sur les torons lorsque la matrice a fondu. (Bas, gauche) variation du module de rigidité longitudinale apparente en fonction de la température : comparaison entre simulations sur le VER et mesures expérimentales en traction isotherme. Le scan MEB à droite révèle les zones de dégradation du composite après la fusion de la matrice.

#### 4. Conclusion

Le modèle numérique développé permet de simuler le comportement thermo-mécanique multi-échelles d'un VER du composite avec une représentation explicite de la matrice et des torons et un couplage faible entre thermique et mécanique. L'objectif principal est d'analyser les capacités prédictives et le caractère opérationnel de cette modélisation pour laquelle l'effet de la température est limité aux propriétés de transfert de chaleur, aux déformations d'origine thermique et à la dégradation des propriétés élastiques de la matrice. Cette approche simplifiée a montré sa capacité à reproduire correctement la dégradation de la rigidité longitudinale du stratifié jusqu'à la température de fusion de la matrice (environ 320°C). Elle permet par ailleurs de prévoir des zones de concentrations de contraintes dans les torons qui semblent corrélées aux zones dégradées lors de la combinaison d'une charge mécanique avec l'exposition au flux thermique.

Pour rendre compte de phénomènes tels que la décomposition thermique de la matrice PPS (qui intervient à partir de 450°C), un modèle de pyrolyse simple défini à partir de la perte de masse sous atmosphère inerte (caractérisée expérimentalement par des analyses thermogravimétriques) sera associé au modèle de couplage thermique-mécanique. Pour identifier les paramètres du matériau en décomposition, une approche similaire à celle proposée dans cet article pourra être mise en œuvre, en s'appuyant sur les propriétés identifiées avant décomposition.

#### Remerciements

Ces travaux ont été cofinancés par l'institut Carnot ESP (Energie et Systèmes de Propulsion) dans le cadre du projet DECOLLE et la région Normandie.

#### Références

- [1] Y. Carpier, B. Vieille, M.A. Maaroufi, A. Coppalle, F. Barbe. Mechanical behavior of carbon fibers polyphenylene sulfide composites exposed to radiant heat flux and constant compressive force. *Composite Structures* 2018; 200: 1-11.
- [2] Y. Carpier. Contribution à l'analyse multi-échelles et multi-physiques du comportement mécanique de matériaux composites à matrice thermoplastique sous températures critiques. Thèse de Doctorat, de Normandie Université, 2018.
- [3] A.C. Long, L.P. Brown. Modelling the geometry of textile reinforcements for composites: TexGen. In *Composite Reinforcements for Optimum Performance*, p. 239-264. Elsevier, 2011.
- [4] Y. Carpier, F. Barbe, B. Vieille, A. Coppalle. Identification of thermal properties and decomposition modelling of carbon fibers-PPS composites exposed to fire. *ECCM18 - 18th European Conference on Composite Materials*, Athens, Greece, 24-28 June 2018.
- [5] C.A. Mahieux. A Systematic Stiffness-Temperature Model for Polymers and Applications to the Prediction of Composite Behavior. Thèse de Doctorat, Virginia Tech, 1999.
- [6] C. A. Mahieux et K. L. Reifsnider : Property modeling across transition temperatures in polymers : application to thermoplastic systems. *Journal of Materials Science*, 37:911-920, 2002.