



**HAL**  
open science

## **Influence de la dégradation thermique des CMO sur les propriétés mécaniques effectives**

Cédric Huchette, Patrick Lapeyronnie, Antoine Hurmane, Johann Rannou,  
Valentin Biasi, Gillian Leplat

### ► To cite this version:

Cédric Huchette, Patrick Lapeyronnie, Antoine Hurmane, Johann Rannou, Valentin Biasi, et al.. Influence de la dégradation thermique des CMO sur les propriétés mécaniques effectives. Journées Nationales sur les Composites 2017, École des Ponts ParisTech (ENPC), Jun 2017, Champs-sur-Marne, France. ⟨hal-01623240⟩

**HAL Id: hal-01623240**

**<https://hal.science/hal-01623240v1>**

Submitted on 25 Oct 2017

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

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



HAL Authorization

## **Influence de la dégradation thermique des CMO sur les propriétés mécaniques effectives**

### ***Thermal degradation influence on the effective mechanical properties of CFRPs***

**Cédric Huchette<sup>1</sup>, Patrick Lapeyronnie<sup>1</sup>, Antoine Hurmane<sup>1</sup>, Johann Rannou<sup>1</sup>, Valentin Biasi<sup>2</sup> et Gillian Leplat<sup>2</sup>**

1 : ONERA, The French Aerospace Lab  
92320 Châtillon

e-mail : Cedric.Huchette@onera.fr, Patrick.Lapeyronnie@onera.fr, Antoine.Hurmane@onera.fr, Johann.Rannou@onera.fr

2 : ONERA, The French Aerospace Lab  
31055 Toulouse

e-mail : Valentin.Biasi@onera.fr, Gillian.Leplat@onera.fr

### **Résumé**

L'objectif de cet article est de proposer une extension au modèle viscoélastique spectral de l'Onera développé pour les CMO pour prendre en compte l'influence de la température sur le comportement transverse et en cisaillement du pli. L'analyse via le modèle de Biasi permet *a priori* de faire la part entre la perte de module par dégradation thermique du matériau de celle liée au comportement visqueux. Le recours à la comparaison entre des essais de DMA et de traction en enceinte a permis d'introduire une relation d'équivalence temps température dans le modèle de comportement. L'analyse de ces résultats et la comparaison avec les données expérimentales conduisent à une estimation correcte des modules élastique apparents en fonction de la température mais a une description de la relation de comportement n'exacerbant pas assez le comportement visqueux du pli pour des contraintes importantes.

### **Abstract**

The aim of this article is to propose an extension to the Onera's spectral viscoelastic model dedicated to CMO laminate to take into account the influence of temperature on the transverse and shear behaviour of the ply. The analysis using the Biasi's model allows us to make the part between the loss of module by thermal degradation and the viscous behaviour of the material due to the polymer matrix behaviour. The Comparison between DMA tests and traction tests with climate chamber, permits to introduce a time-temperature equivalence relation in the constitutive law. The analysis of these results and the comparison with the experimental data lead to a correct estimation of the elastic moduli as a function of temperature. Nevertheless, for higher applied stress, the estimation of the constitutive response is not sufficiently well describe due to the underestimation of the viscous effect.

**Mots Clés :** Viscoélasticité, température, CMO

**Keywords :** Viscoelasticity, temperature, CMO

## **1. Introduction**

Le recours de plus en plus important des matériaux composites pour la fabrication de structures primaires dans l'aéronautique conduit à de nouvelles problématiques ou à anticiper de nouvelles questions en terme de dimensionnement. Pour palier ces nouvelles problématiques souvent amonts, la Direction Générale de l'Aviation Civile a confié à l'Onera et ces partenaires industriels ou académiques différentes études concernant la tenue au feu, à la foudre ou au crash de ces matériaux (PhyFire, PhyLight et PhyCrash). Ces conventions ont pour objectifs de proposer des solutions pour la caractérisation des propriétés matériaux ou le dimensionnements des structures en composite soumises à de telles agressions mais surtout de comprendre les mécanismes physiques et de dégradations régissant la tenue de ces structures.

Dans le cas de la tenue au feu ou de la foudre des composites, l'influence de la température et de la dégradation thermique devient alors une question centrale pour la prévision du comportement mécanique du matériau, de son endommagement, de sa rupture et donc de la structure qui en est

constituée. De plus, les températures vues par le matériau sont potentiellement particulièrement élevées et peuvent dépassées la température de transition vitreuse à partir de laquelle, les propriétés mécaniques de la matrice (et donc pour des sollicitations transverses et en cisaillement du pli) sont très fortement réduites.

L'étude du comportement pour de telles températures des matériaux composites est assez limitée dans la littérature. Cependant, de nombreux travaux dans la communauté feu se sont attardés à caractériser et à décrire l'évolution des propriétés physiques en fonction de la température [1, 2]. Ces travaux montrent que la dégradation thermique des matériaux composites est régie par la pyrolyse de la résine, puis par l'oxydation des fibres de carbone et des résidus carbonés (issus du processus de pyrolyse de la matrice). Des modèles essentiellement unidirectionnels ont été proposés par cette communauté et découlent des travaux de Henerson *et al.* [3] et décrivent la perte de masse en fonction de la température et tiennent compte des chaleurs de réactions pour décrire l'évolution de la réponse thermique du matériau soumis un flux de chaleur.

Récemment, Biasi a proposé un modèle basé sur ce type d'approche mais l'étendant dans sa formulation à des configurations 2D (et non uniaxiale comme pour les précédentes formulations), capable de traduire l'évolution des propriétés thermiques du composite à l'aide de loi d'homogénéisation de type Mori Tanaka et un solveur de résolution associé pour traiter des problématiques 2D basés sur une méthode volumes finis [4]. Ce modèle permet de décrire très précisément l'évolution du comportement thermique de composite stratifié et sa dégradation thermique en l'absence de fissuration matricielle de type délaminage [5]. La prise en compte du couplage entre l'endommagement par délaminage et la dégradation thermique est très importante dans l'estimation de la tenue au feu des composites car outre la bonne prévision de la réponse thermique du matériau, le pattern de la zone de matrice pyrolysée peut être fortement dépendant de l'apparition de cet endommagement [5]. Or, Mouritz *et al.* [6] ont montré combien les propriétés résiduelles d'un matériau composite était réduites en fonction de la géométrie de cette zone pyrolysée. Outre les propriétés mécaniques résiduelles, le transport des gaz de pyrolyse, pouvant interagir avec la flamme et augmenter le flux thermique, est également influencé par l'apparition de cet endommagement.

Il est donc important de pouvoir mettre en place des outils numériques et expérimentaux pour caractériser le comportement mécanique en température du pli afin de prévoir les mécanismes d'endommagement et la rupture du stratifié suivant des chargements thermomécaniques souvent complexes.

L'objectif de cet article est de se focaliser sur le comportement transverse aux fibres et en cisaillement dans le plan du pli car les plus dépendants du comportement de la matrice et elle même ayant un comportement fortement dépendant de la température. Pour cela, nous verrons dans une première partie qu'elle est l'influence de la température et de la dégradation thermique sur le comportement transverse et en cisaillement. Pour cela, des essais de traction en faisant varier la température ont été réalisés sur des coupons en T700GC/M21 à l'aide d'une machine DMA. Dans une seconde partie, nous nous attarderons sur le lien entre le comportement de traction observé en DMA et celui mesuré à l'aide d'essais de traction plus classiques. Enfin, la dernière partie, se penchera sur l'identification du comportement d'un modèle viscoélastique spectral et sur l'extension de sa formulation pour la prise en compte de la température.

## 2. Influence de la température sur le comportement du pli

Les travaux de Mouritz et de Gibson [1, 2, 6] sur un ensemble de matériau composite montre bien l'influence de la température sur le comportement du matériau. Cette dépendance est souvent traduite dans les modèles proposés de la littérature, par des relations du type :

$$P(T) = \left( \frac{P_U + P_R}{2} - \frac{P_U - P_R}{2} \tanh(k(T - T_g)) \right) R^n(T) \quad (\text{Eq. 1})$$

Dans cette équation, il est important de comprendre que  $T_g$  correspond à la température de transition vitreuse,  $R$ , le taux de résine restant (déterminé à l'aide du modèle de dégradation thermique)  $k$  et  $n$  des

paramètres de forme.  $n$  permet notamment de traduire de l'influence de la dégradation de la résine sur la propriété  $P$  considérée. Ces relations traduisent de manière très pragmatique et phénoménologique l'influence du comportement visqueux de la résine en fonction de la température qui joue pour une grande partie dans cette chute de propriété. L'idée ici est d'avoir une approximation de l'évolution de cette tenue avec une forme générique. Ces travaux montrent également que l'apparition d'une zone pyrolysée de la résine conduit nécessairement à une tenue quasi nulle du composite pour des chargements sollicitant le comportement de la résine.

On comprends alors que si la dégradation thermique apparait pour des niveaux de température supérieurs à celui de la température de transition vitreuse, la tenue est alors quasi nulle par rapport au propriété à l'ambiante. La principale difficulté de simuler le comportement du matériau en température du matériau revient alors à décrire cette influence avant la température de transition vitreuse et en l'absence de dégradation thermique importante (ou du moins se traduisant par une perte de masse sensible).

La caractérisation des propriétés mécanique en température des composites peut être réalisée à l'aide d'essais de caractérisation classiques pour lesquels le coupon est alors placé au sein d'une enceinte climatique. Le principal avantage de cette procédure réside dans le fait que les coupons ont des géométries tout à fait identiques à celles utilisées pour la caractérisation à température ambiante. Le principale inconvénient de cette procédure réside dans le temps de réalisation de ces essais qui sont bien souvent longs afin d'assurer une température homogène et stabilisée au sein de l'enceinte. De même, il est coûteux de traduire l'évolution du comportement en fonction de la température puisque chaque point de mesure nécessite *a priori* une nouvelle éprouvette.

C'est pour cela que certains auteurs privilégient des essais en flexion sur des machine DMA [1]. Ces essais permettent de caractériser l'évolution du module complexe du matériau en fonction de la température à l'aide de sollicitation sinusoïdale et cela pour différentes fréquences à l'aide d'une unique éprouvette. Les principaux inconvénients résident alors dans la taille de l'échantillon qui est de l'ordre de la dizaine de millimètres et dans le niveau de force applicable au matériau généralement très faible (de l'ordre de la dizaine de newton). Ces essais sont ainsi bien souvent réalisés sur des polymères non chargés du fait de la faiblesse des capacités de ces machines d'essai mais également de leur raideur.

L'Onera a récemment acquis une machine de caractérisation dynamiques DMA+1000 développée par Metravib de « forte » capacité qui permet par sa raideur et sa capacité machine de pouvoir tester des stratifiés carbone/époxy de type [90<sub>8</sub>] ou [ $\pm 45$ ]<sub>4s</sub> en T700GC/M21. La Fig 1 présente l'évolution de la partie réelle du module de Young d'un [90<sub>8</sub>] pour deux rampes de température et deux fréquences. Ces courbes sont caractéristiques de l'évolution du module d'un polymère avec une perte de module modérée dans une première phase suivie d'une chute brutale lors du passage de la température de transition vitreuse du matériau. Au delà de cette température le module évolue très peu et est alors très faible (environ 10 fois plus faible que le comportement à température ambiante). Ce comportement est tout à fait compatible avec la relation de l'Eq. 1. Une des deux éprouvettes testées a rompu pour une température de 330°C et cela pour une contrainte imposée inférieure à 1 MPa soulignant ainsi la fragilité des coupons au-delà de la température de transition vitreuse.

Afin de vérifier que pour le T700GC/M21, cette évolution de propriété ne pouvait être la conséquence d'une dégradation thermique, le modèle identifié par Biasi [4] a été appliqué pour les chargements thermiques vus par les coupons de DMA. La Fig. 2 montre que l'apparition de char (avancée de réaction de pyrolyse de la résine supérieure à 0.2 équivalente à l'observation du char selon [2]) pour une rampe de température de 2 K.min<sup>-1</sup> n'a lieu qu'à partir de 310°C (cohérente avec la température de rupture de l'échantillon) et pour 355°C pour une rampe de 10 K.min<sup>-1</sup>.

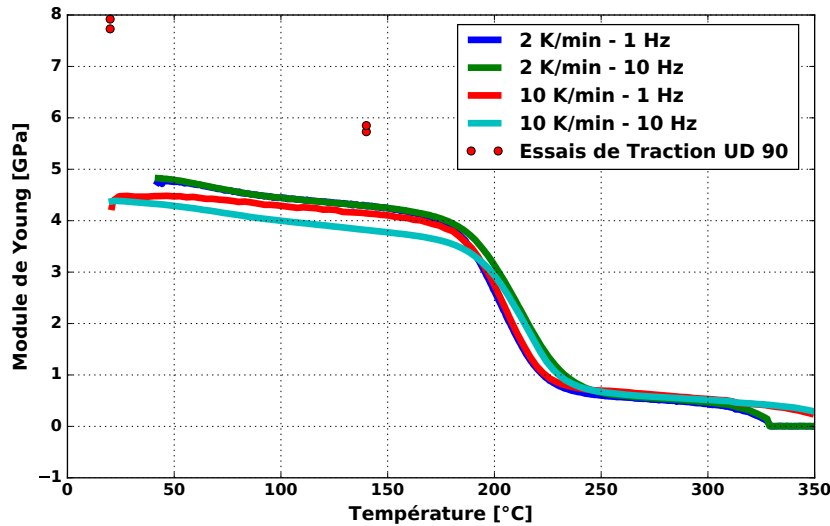


Fig. 1. Évolution du module de Young réel pour une cinétique en température d'un  $[90]_8$  en T700GC/M21 mesurée à l'aide d'un essai de DMA et comparaison avec des données issues d'essais de traction en enceinte

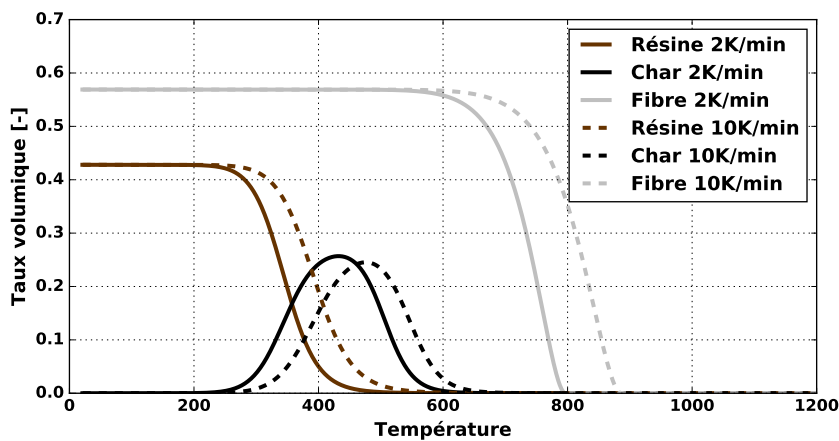


Fig. 2. Évolution du taux volumique de fibre, de résine et de char en fonction de la température pour une rampe de température de  $2 \text{ K.min}^{-1}$  ou de  $10 \text{ K.min}^{-1}$  à l'aide du modèle de Biasi [4]

### 3. Comparaison entre essai de DMA et essais de traction en température

Afin de vérifier la cohérence de cette évolution de perte de module pour des éprouvettes de dimensions plus représentatives de celles utilisées pour la caractérisation mécanique, des essais de traction transverse classiques sur des unidirectionnel pour des température de  $20^\circ\text{C}$  et de  $140^\circ\text{C}$  ont été réalisés à l'aide d'une enceinte climatique et d'une machine de traction universelle électromécanique. Les éprouvettes de tractions proviennent du même lot matériau que celles des essais de DMA. La Fig. 1 montre que les données issues de la DMA ne sont pas cohérentes avec les mesures de module issues de ces essais de traction. Les mesures de module provenant de la DMA présente des valeurs environ deux fois plus faibles que celles mesurées par des essais de traction. Malgré la conception de la machine utilisée et limitant *a priori* les effets de souplesse machine, ces résultats démontrent que même pour un essai de traction transverse sur un unidirectionnel, il est nécessaire de tenir compte de la raideur machine. La prise en compte de cette raideur est assurée par une simple analogie avec un modèle de ressort et conduit à :

$$K_s^* = \frac{K_m^* \cdot K_\infty}{K_{4^\circ} - K_m^*} \quad (\text{Eq. 2})$$

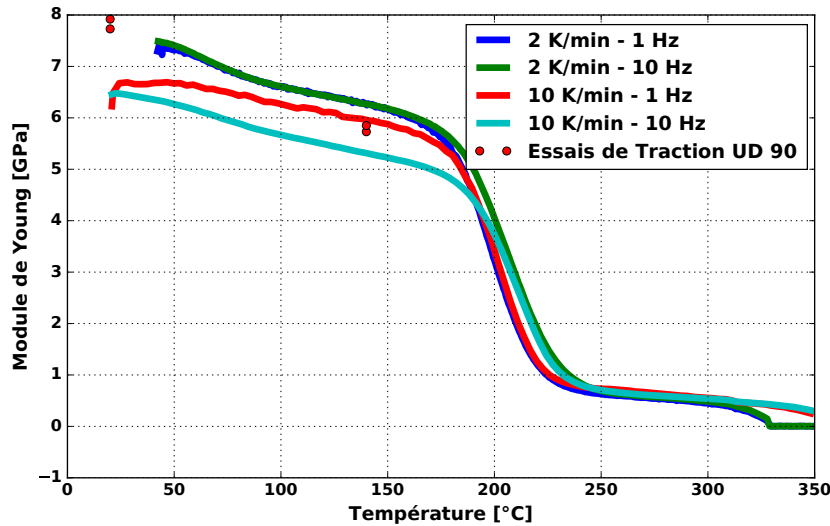


Fig. 3. Évolution du module de Young réel pour une cinétique en température d'un  $[90]_8$  en T700GC/M21 mesurée à l'aide d'un essai de DMA et comparaison avec des données issues d'essais de traction en enceinte après prise en compte de la raideur de la machine de DMA

avec  $K_s^*$  la raideur (complexe) de l'éprouvette,  $K_m^*$  celle mesurée et  $K_\infty$  celle du montage. Après avoir estimé que la raideur de la DMA est de  $9 \cdot 10^6 \text{ N.m}^{-1}$ , la comparaison entre les mesures issues des essais de DMA et ceux de traction sont nettement plus cohérents (cf. Figs. 3-4) en considérant que le module de Young est déduit par la relation suivante :

$$E^* = K^* * \frac{L_o}{S} \quad (\text{Eq. 3})$$

où  $K^*$  est la raideur complexe,  $L_o$  la longueur de l'échantillon et  $S$  sa section. On comprend alors ici qu'au vu de la faible raideur du montage, il est important de choisir une longueur d'éprouvette suffisamment longue pour ne pas être trop raide et suffisamment courte pour éviter les problèmes d'inertie pour des chargements à fréquence élevée. La taille des échantillons est alors d'une trentaine de millimètres pour répondre à ces contraintes y compris sur des essais sur des  $[\pm 45]_{4s}$ . On constate alors que l'évolution de ces modules est bien plus cohérentes à l'ambiante en prenant en compte ce recalage que sans. Cependant, on observe que pour les essais de traction sur  $[\pm 45]_{4s}$ , la comparaison entre les modules mesurés avec la DMA ou par essai de traction sont très différents pour  $140^\circ\text{C}$ . Le module mesuré par essai de traction est bien plus faible que celui mesuré par DMA. La différence entre ces mesures peut s'expliquer dans l'influence du comportement visqueux intégré dans l'estimation du module sur un essai de traction classique par rapport à un essai de DMA. En effet, le comportement visqueux est d'autant plus prononcé que l'essai est réalisé en température. Hors, le comportement en cisaillement des CMO est particulièrement non linéaire et visqueux pour des chargements en cisaillement. Ainsi, la sollicitation à plus haute vitesse et faible charge en DMA est donc moins influencée par ce comportement visqueux dans l'estimation du module que pour un essai de traction classique. Afin de vérifier, cette hypothèse, nous allons dans la suite identifier le comportement viscoélastique du pli à température ambiante et essayer de prendre en compte l'influence de la température sur le comportement visqueux au travers d'une relation d'équivalence temps/température [7, 8].

#### 4. Comportement du pli

Le formulation du modèle de comportement du pli est écrit dans un cadre thermodynamiquement admissible et est basé sur le modèle viscoélastique spectral proposé par Maire [9]. Le comportement

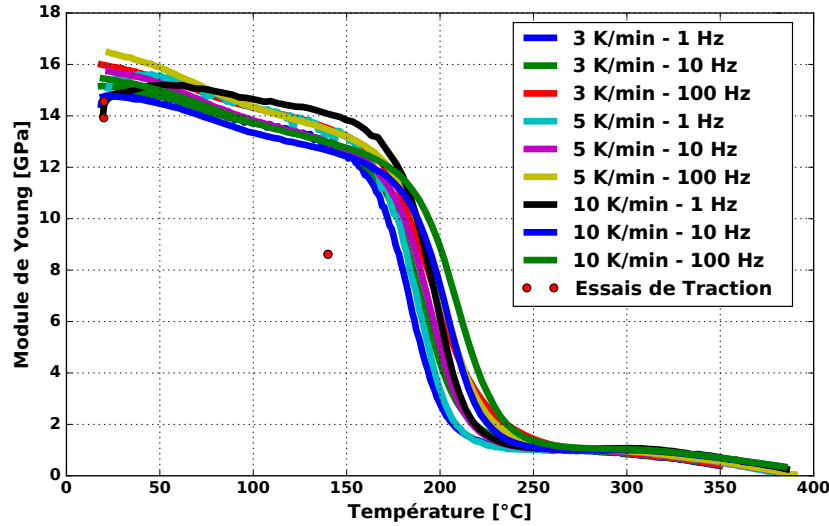


Fig. 4. Évolution du module de Young réel pour une cinétique en température d'un  $[\pm 45]_{4s}$  en T700GC/M21 mesurée à l'aide d'un essai de DMA et comparaison avec des données issues d'essais de traction en enceinte après prise en compte de la raideur de la machine de DMA

du pli est décrit par l'équation suivante :

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{C}} : (\underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}) \text{ avec } \underline{\underline{S}} = \underline{\underline{C}}^{-1} \quad (\text{Eq. 4})$$

dans laquelle  $\underline{\underline{C}}$  est le tenseur d'élasticité du matériau,  $\underline{\underline{S}}$  le tenseur de souplesse,  $\underline{\underline{\varepsilon}}^{th}$  la déformation thermique et  $\underline{\underline{\varepsilon}}^{ve}$  la déformation visqueuse. Les déformations thermiques sont calculées classiquement comme :

$$\underline{\underline{\varepsilon}}^{th} = \underline{\underline{\alpha}}^{th} : (T - T_0) \quad (\text{Eq. 5})$$

où  $\underline{\underline{\alpha}}^{th}$  est le tenseur de dilatation thermique dont les seules composantes non nulles dans les axes d'orthotropie du matériau sont ses composantes diagonales.  $T_0$  est une température de référence en relation étroite avec la température de cuisson du composite. Cette température doit néanmoins être réduite pour tenir compte de la reprise hydrique du matériau ayant pour conséquence de réduire les contraintes internes [10].

Le calcul de la déformation visqueuse est basé sur le modèle viscoélastique spectral développé par Maire [9]. Le principe du modèle est de postuler que chaque mécanisme visqueux élémentaire  $\xi_i$  est associé à un temps caractéristique  $\tau_i$  pondéré par un poids  $\mu_i$ . L'ensemble des poids  $\mu_i$  définit une enveloppe de type gaussienne entièrement déterminée par la connaissance des deux paramètres  $n_0$  et  $n_c$  (Fig. 5). Ainsi :

$$\begin{cases} \tau_i = e^{n_i} \\ \mu_i = \frac{1}{n_0 \sqrt{\pi}} e^{-\left(\frac{n_i - n_c}{n_0}\right)^2} \end{cases} \quad (\text{Eq. 6})$$

La déformation visqueuse est alors vue comme la somme de la contribution de tous ces mécanismes visqueux élémentaires :

$$\begin{cases} \dot{\underline{\underline{\varepsilon}}}^{ve} = \sum_i \dot{\underline{\underline{\xi}}}_i \\ \tau_i \dot{\underline{\underline{\xi}}}_i + \underline{\underline{\xi}}_i = \mu_i \underline{\underline{S}}^R : \underline{\underline{\sigma}} \end{cases} \quad (\text{Eq. 7})$$

avec  $\underline{\underline{S}}^R$  qui correspond au tenseur de souplesse visqueuse effectif. Le tenseur de souplesse visqueuse initial  $\underline{\underline{S}}^R$  n'a pour seules composantes non nulles, les composantes transverse et de cisaillement (22,

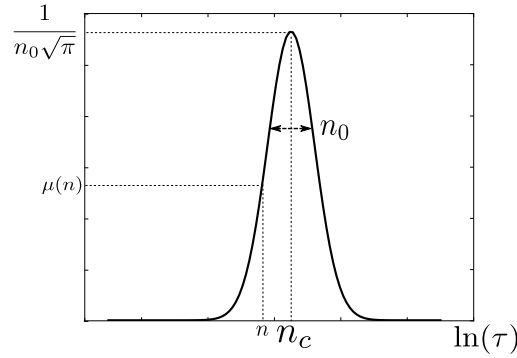


Fig. 5. Représentation de la répartition des poids  $\mu_i$  de chaque mécanisme visqueux élémentaire  $\xi_i$  en fonction de son temps caractéristique  $\tau_i$

33, 44, 55, 66) :

$$S_{ij}^R = \beta_{ij} S_{ij} \quad (\text{Eq. 8})$$

avec  $\underline{\underline{S}}$  le comportement élastique initial du matériau.

Afin de traduire la dépendance du comportement visqueux du matériau au niveau de contrainte appliquée, le modèle initial de Maire [9], introduisait une fonction non linéaire  $g(\sigma)$ . Cette fonction permettait d'avoir une bonne description du comportement pour des phases de traction monotone mais décrivait mal les phases de décharge. Pour palier cet inconvénient une formulation plus récente a été proposée et repose sur la notion du tenseur de souplesse visqueux effectif [11]. Le principe de cette formulation repose sur l'idée que l'apparition d'endommagement à l'échelle de la fibre et de la matrice n'a pas un impact majeur sur le comportement élastique mais essentiellement sur le comportement visqueux par l'effet des concentrations de contraintes exacerbées par ces endommagements autour des fibres. Ainsi, à l'échelle mésoscopique, il est admis que le comportement visqueux effectif s'écrit de la manière suivante :

$$\underline{\underline{S}}^R = \underline{\underline{S}}^R + \sum_{i=2}^3 \delta_i \underline{\underline{H}}^{\delta_i} \quad (\text{Eq. 9})$$

où  $\delta_i$  sont deux variables d'endommagement à l'échelle microscopique et leurs effets ne se traduisent que sur le tenseur de souplesse visqueux par la formulation précédente au travers de tenseur d'effet visqueux  $\underline{\underline{H}}^{\delta_i}$ . Seules les directions transverses aux fibres sont ici considérées car il est admis que l'endommagement matriciel ne peut se développer que dans ces deux directions (direction transverse et hors plan).

Afin de conserver l'influence de la contrainte appliquée sur l'évolution de la déformation visqueuse, les forces thermodynamiques régissant l'évolution de ces variables d'endommagement dépendent directement de la partie positive des déformations dites élastiques :

$$\begin{cases} \underline{\underline{\varepsilon}}^e = \underline{\underline{\varepsilon}} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{ve} - \underline{\underline{\varepsilon}}^{th} \\ y_i^n = C_{ii,ii} \varepsilon_{ii}^{e+} \text{ avec } i = 2, 3 \\ y_i^t = b_i C_{ij,ij} \varepsilon_{ij}^{e+} + b_{ip} C_{ik,ik} \varepsilon_{ik}^{e+} \text{ avec } j = 1, 2 \text{ et } k = 3, 1 \\ y_i = y_i^n + y_i^t \\ \delta_i = \delta_i^c \left[ 1 - \exp\left(-\frac{\langle \sqrt{y_i} - \sqrt{y_i^0} \rangle_+^{p^{\delta_i}}}{\sqrt{y_i^c}}\right) \right] \\ \dot{\delta}_i \geq 0 \end{cases} \quad (\text{Eq. 10})$$

avec  $(b_i, b_{ip}, y_i^0, y_i^c, p^{\delta_i})$  des paramètres matériaux pilotant la cinétique d'endommagement et ses différents couplages selon le chargement. Les effets sur le tenseur visqueux sont alors définis par les

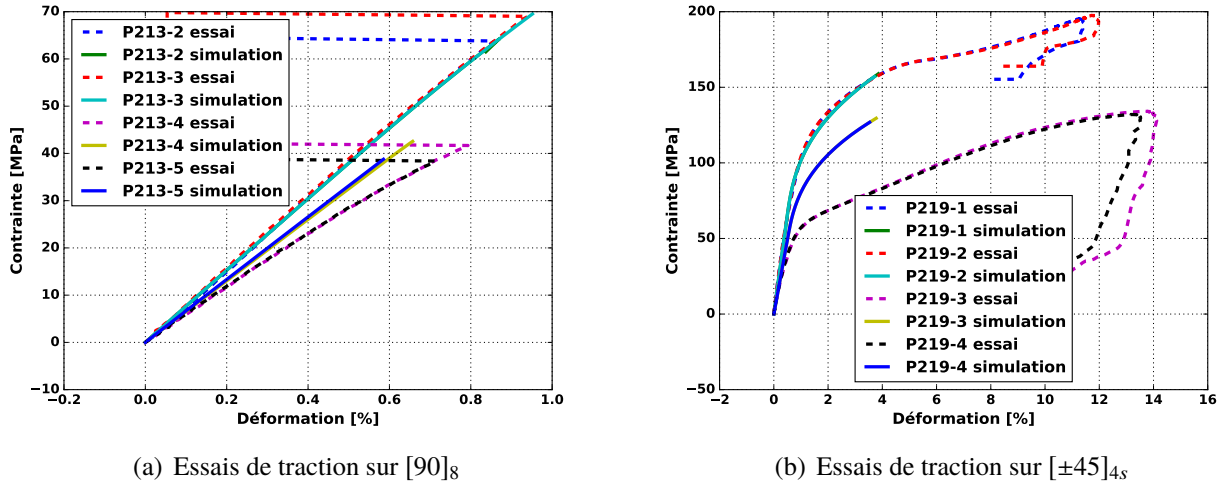


Fig. 6. Comparaison entre les comportements mesurés expérimentalement et ceux simulés avec le modèle viscoélastique à l'ambiante et à 140°C pour des essais de traction sur  $[\pm 45]_{4s}$  et  $[90]_8$  en tenant compte du facteur de translation pour les simuler.

composantes non nulles suivantes (22, 33, 44, 55, 66), de manière similaire aux composantes non nulles de  $\underline{S}^R$  soit :

$$H_{ij}^{\delta_k} = h_{ij}^{\delta_k} S_{ij}^R \text{ avec } ij = (22, 33, 44, 55, 66) \text{ et } k = 2, 3 \quad (\text{Eq. 11})$$

L'identification de ce modèle repose sur un ensemble d'essais classiques (essais de traction monotone à vitesse de chargement contrôlée sur  $[90]_n$  et  $[\pm 45]_{ns}$ ) et plus originales (essais de fluages multipaliers). Les Figs. 6 confirme la bonne concordance entre les simulations et les résultats expérimentaux.

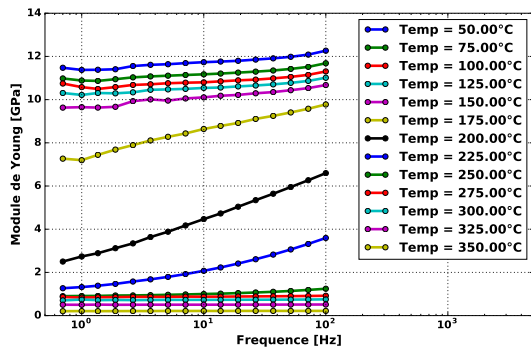
La prise en compte des effets de la température sur le comportement visqueux dans ce modèle repose sur l'hypothèse d'une équivalence temps-température observée pour les polymères par Williams *et al.* [7]. Cela revient à considérer que certaines propriétés du matériau considéré suivent la relation suivante :

$$P(t, T) = P(a_{T \rightarrow T_o} \times t, T_o) \quad (\text{Eq. 12})$$

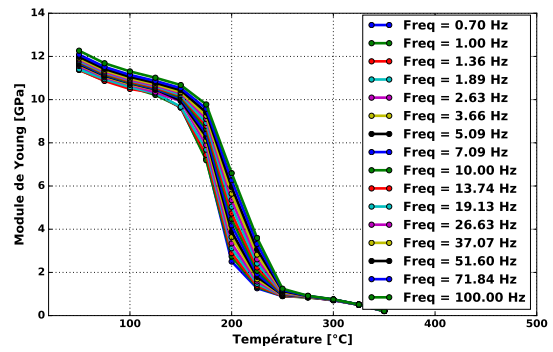
où  $P$  est une propriété physique considérée et où  $a_{T \rightarrow T_o}$  est un facteur de translation qui est une fonction qui ne dépend que de la température. Si la température d'intérêt  $T$  correspond à une température supérieure à la température de référence  $T_o$ , cela revient à caractériser cette propriété pour une vitesse de sollicitation bien plus lente à la température de référence. Berthe [8] a eu recours à cette équivalence pour estimer le comportement en vitesse du T700GC/M21. Pour cela, des essais de traction avec un balayage en température stabilisée et en fréquence ont été réalisés sur des échantillons en  $[\pm 45]_{ns}$  par palier de 25°C entre 50°C et 350°C (Figs. 7).

A l'aide de cet essai, l'évolution du facteur de translation (« shift factor » en anglais) a pu être identifié entre 50°C et 150°C par trois formualtions différentes (un polynome d'ordre 2 en température, une loi d'Arrhenius et le modèle WLF [7]). Au delà de ces températures, l'hypothèse de reconstruction de la courbe maîtresse est invalidée. Il est possible que les paliers de 25°C soient alors un peu trop espacés pour permettre la reconstruction de cette courbe maîtresse sur une plage de température plus importante cependant il n'est pas non plus impossible que certaines transformations du matériau aient lieu pour de tels niveaux de température impliquant alors un rejet de cette hypothèse (Fig. 8).

L'estimation de ce facteur de translation pour la température ambiante via ces trois modèles conduit à simuler le comportement à 140°C par un essai de traction à l'ambiante un million de fois plus lent que celui réalisé à 140°C ou alors de considéré une décalage du spectre visqueux de six décades. La Fig. 9 montre que la comparaison entre l'estimation du module de Young transverse du pli ou de celui d'une éprouvette en  $[\pm 45]_{4s}$  est cohérente bien que le module en température estimé par le modèle soit un



(a) Évolution du module réel d'un  $[\pm 45]_{4s}$  en fonction de la fréquence



(b) Évolution du module réel d'un  $[\pm 45]_{4s}$  en fonction de la température

Fig. 7. Évolution du module réel d'un  $[\pm 45]_{4s}$  en T700GC/M21 en fonction de la température et de la fréquence pour un essai de traction stabilisé en température de 50°C à 350°C par palier de 25°C

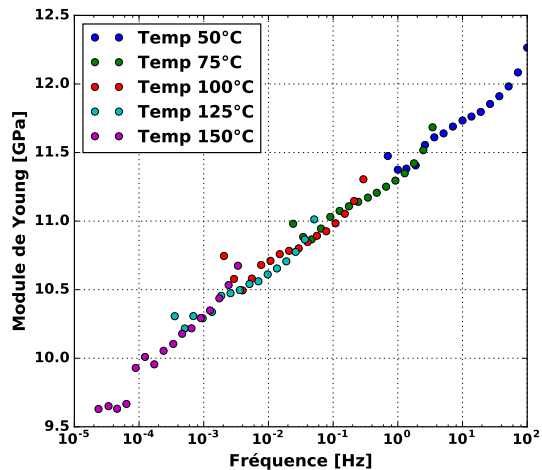
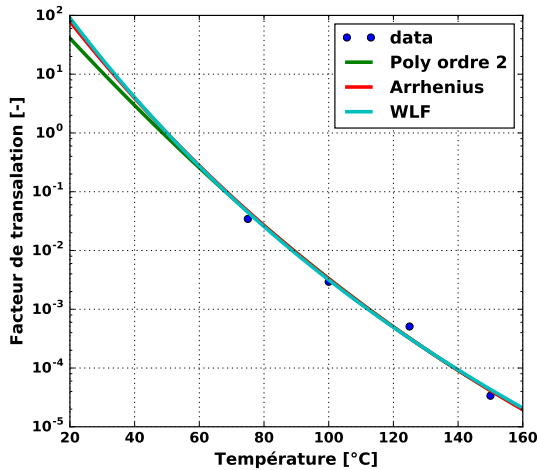


Fig. 8. Évolution du facteur de translation en fonction de la température et de la courbe maîtresse du module de Young en fonction de la fréquence pour un  $[\pm 45]_{4s}$  en T700GC/M21

peu trop haut. La comparaison sur la réponse contrainte déformation présentée Fig. 6 montre que le comportement non linéaire n'est pas encore suffisamment reproduit. Deux hypothèses sont envisables. La première tient dans le fait que le niveau de sollicitation des essais en DMA ne permettent pas de traduire toute la non linéarité visqueuse du matériau dont on sait qu'elle est très influencée par le niveau de contrainte. La seconde tient dans la formulation de la fonction d'évolution des microdommages qui est actuellement formulée en contrainte et non en déformation. Ces hypothèses seront à valider dans un suite à ce travail.

## 5. Conclusions et Perspectives

L'influence de la température sur le comportement mécanique transverse et en cisaillement a été analysée dans ce travail. Cette analyse a été conduite au travers d'essais sur DMA et d'essais de traction en enceinte sur des unidirectionnels et des  $[\pm 45]_{4s}$ . Il ressort de cette analyse que pour des températures en de çà de la température de transition vitreuse, la chute de module observée était essentiellement la conséquence du comportement visqueux de la résine. En effet, le modèle de dégradation thermique identifié par Biasi ne semble pas montrer de dégradation avant cette température et une équivalence temps température a pu être identifiée pour une gamme de température entre la température ambiante et 150°C. Un recalage des essais en DMA a permis de comparer les chutes de module mesurés à ceux

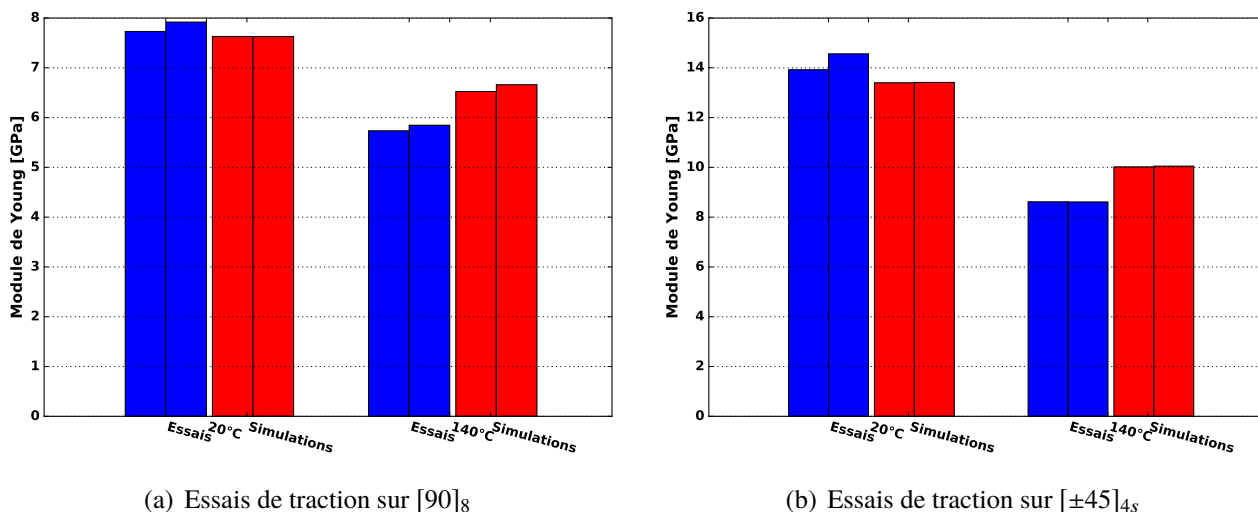


Fig. 9. Comparaison entre les modules de Young mesurés expérimentalement et ceux simulés avec le modèle viscoélastique à l'ambiante et à  $140^\circ\text{C}$  pour des essais de traction sur  $[\pm 45]_{4s}$  et  $[90]_8$  en tenant compte du facteur de translation pour simuler le comportement.

obtenus par essais de traction sur coupon classique et l'usage du modèle de viscoélasticité spectrale développé à l'Onera permet de traduire en parti la chute de module observée expérimentalement en tenant compte de cette équivalence temps température sur le spectre visqueux du modèle. Cependant, des écarts sont encore observés sur les relations de comportement en température et soulignent que soit le niveau de sollicitation en contrainte est trop faible sur les essais de DMA pour en traduire une relation d'équivalence applicable sur éprouvette de traction, soit la formulation de comportement viscoélastique non linéaire est à modifier pour mieux traduire cette dépendance. Ces hypothèses sont à expertiser dans une perspective à ce travail.

## Références

- [1] A. P. Mouritz, A. G. Gibson, *Fire Properties of Polymer Composite Materials*, Springer, ISBN 978-1-4020-5356-6, 2007.
- [2] A. Mouritz, S. Feih, E. Kandare, Z. Mathys, A. Gibson, P. Des Jardin, S. Case, B. Lattimer « Review of fire structural modelling of polymer composites », *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* Vol. 40 n° 12, pp. 1800–1814, 2009, ISSN 1359-835X.
- [3] J. Henderson, J. Wiebelt, M. Tant « A Model for the Thermal Response of Polymer Composite Materials with Experimental Verification », *Journal of Composite Materials* Vol. 19 n° 6, pp. 579–595, 1985.
- [4] V. Biasi « Modélisation thermique de la dégradation d'un matériau composite soumis au feu », Ph.D. thesis, Toulouse, ISAE, 2014.
- [5] G. Leplat, C. Huchette, V. Biasi « Thermal and damage analysis of laser-induced decomposition within carbon/epoxy composite laminates », *Journal of Fire Sciences* Vol. 34 n° 5, pp. 361–384, 2016, ISSN 0734-9041, 1530-8049.
- [6] A. Mouritz, Z. Mathys, C. Gardiner « Thermomechanical modelling the fire properties of fibre-polymer composites », *Composites Part B : Engineering* Vol. 35 n° 6-8, pp. 467–474, 2004, ISSN 1359-8368.
- [7] M. L. Williams, R. F. Landel, J. D. Ferry « The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers and Other Glass-forming Liquids », *Journal of the American Chemical Society* Vol. 77 n° 14, pp. 3701–3707, 1955.
- [8] J. Berthe « Comportement thermo-visco-élastique des composites CMO – De la statique à la dynamique grande vitesse », phdthesis, Ecole Centrale de Lille, 2013.
- [9] J.-F. Maire « Études théorique et expérimentale du comportement de matériaux composites en contraintes planes », Ph.D. thesis, Besançon, 1992.
- [10] C. Huchette « Sur la complémentarité des approches expérimentales et numériques pour la modélisation des mécanismes d'endommagement des composites stratifiés », Ph.D. thesis, Université Paris 6, 2005.
- [11] F. Laurin, N. Carrere, C. Huchette, J.-F. Maire « A multiscale hybrid approach for damage and final failure predictions of composite structures », *Journal of Composite Materials* Vol. 47 n° 20-21, pp. 2713–2747, 2013, ISSN 0021-9983, 1530-793X.