

# Caractérisation du comportement visqueux des interfaces CMO et influence sur la propagation de délaminage

## *Viscous behaviour characterisation of CFRPs interfaces and influence on delamination propagation*

Juan Pablo Márquez Costa<sup>1</sup>, Cédric Huchette<sup>1</sup> et Damien Halm<sup>2</sup>

1 : DMAS, ONERA, Université Paris Saclay  
F-92322 Châtillon - France  
e-mail : juan\_pablo.marquez\_costa@onera.fr et Cedric.Huchette@onera.fr

2 : Institut P<sup>2</sup> (UPR 2246) - CNRS, ISAE-ENSMA, Université de Poitiers  
86961 Futuroscope Chasseneuil Cedex  
e-mail : damien.halm@ensma.fr

### Résumé

Cet article vise à caractériser le comportement viscoélastique des interfaces et son influence sur la propagation du délaminage en mode II pour des matériaux composites stratifiés en fibre de carbone et résine époxy, lorsqu'ils sont soumis à des chargements thermo-mécaniques. Les domaines de température concernés restent inférieurs à la température de transition vitreuse (~180°C pour le matériau analysé), et en absence de perte de masse par dégradation thermique. Il s'agit donc de caractériser le comportement non-linéaire apparent des interfaces en température avant l'apparition des premiers signes d'endommagement. L'objectif est d'expliquer les différents effets de la température sur les phénomènes d'endommagement liés à l'amorçage et pendant la phase de propagation du délaminage. Des essais mécaniques en température utilisant l'effet Joule par insertion de courant électrique ont permis de mettre en évidence le comportement d'interface en température. Ainsi, une méthodologie numérique est présentée pour comparer les données expérimentales et confirmer la dépendance apparente du comportement de l'interface à la température.

### Abstract

This article aims to characterize the interfaces viscoelastic behaviour and its influence on the propagation of mode II delamination for carbon fiber and epoxy resin laminated composites, when subjected to thermomechanical loading. The ranges of temperature evaluated remain below the glass transition temperature (~180°C for the analyzed material), and in the absence of mass loss by thermal degradation. So, it is about characterizing the apparent nonlinear behaviour of the interfaces in temperature before the appearance of first signs of damage. The objective is to explain the different temperature effects on damage phenomena related to the onset and during the delamination propagation phase. Mechanical temperature tests using the Joule heating by inserting electric current allowed to highlight the temperature interface behaviour. Thus, a numerical methodology is presented to compare experimental data and confirm the apparent dependence of interface behaviour on temperature.

**Mots Clés :** Composites à matrice polymère, délaminage, comportement visqueux, interface, analyse en température

**Keywords :** Polymer composites, Delamination, Viscous behaviour, Interface, Temperature analysis

## 1. Introduction

Les matériaux composites sont aujourd'hui largement utilisés pour la conception de pièces des structures primaires d'aéronefs en raison de leurs propriétés mécaniques spécifiques meilleures et assurent tant un gain en masse qu'en consommation de carburant par rapport à une solution métallique. Néanmoins, la prise en compte des risques liés aux hautes températures, comme par exemple lors de sollicitations au feu ou à la foudre, reste problématiques puisque ces conditions extrêmes vont dégrader de manières conséquentes les propriétés du matériau qu'il convient donc d'estimer. Afin de pallier ce problème, il est nécessaire de prendre en compte ces risques dans le comportement des matériaux composites pour les phases de conception, la sécurité et la certification des structures aéronautiques [1] en raison du manque d'outils numériques et expérimentaux d'aide à la conception. Pour

cela, des modèles de dégradation thermique ont été proposés initialement pour le dimensionnement de structures navales, notamment par Henderson, Gibson, Mouritz *et al.* [2, 3]. Ces modèles se focalisent plus sur l'évolution des propriétés thermiques des matériaux composites soumis à un chargement thermique qu'au comportement mécanique en température. D'autres modèles ont été proposés pour estimer l'influence de la température sur les propriétés mécaniques apparentes (module, rigidité et résistance) [4, 5] et sur les propriétés mécaniques après combustion, avec ou en absence d'une perte de masse par dégradation thermique [5, 6]. Cependant, ces modèles restent très phénoménologiques, basés sur des grandeurs macroscopiques pour estimer l'évolution des propriétés mécaniques expérimentales en fonction de la température à l'aide de lois d'homogénéisation et de fonctions semi-empiriques des propriétés élastiques ou des résistances en traction/compression. Ce sont généralement des modèles formulés à l'échelle macroscopique et non pli. Tous les auteurs s'accordent sur l'importance de la fissuration matricielle des matériaux composites sur leur comportement thermique lorsqu'ils sont soumis à de hautes températures. Mouritz *et al.* ont constaté qu'en présence d'une perte de masse par dégradation thermique, la région a priori vierge de dégradation thermique pouvait présenter également de la fissuration matricielle comme des délaminages limités ou de la fissuration transverse [6]. Il manque manifestement (i) d'expériences permettant de caractériser finement ces mécanismes et (ii) de modèles pouvant prédire le comportement du matériau à partir de cette information mésoscopique (et en particulier dans la région non dégradée du matériau), ce qui n'est pas pris en compte dans les modèles actuels. Ces modèles semblent être suffisamment appropriés pour des applications civiles ou navales, mais insuffisantes pour les exigences de conception de matériel aéronautique, où les effets des délaminages vont être favorisés dans les structures plus minces.

Pour répondre aux exigences du secteur aéronautique, les travaux récents menés à l'Onera [7] ont permis de développer un modèle de dégradation thermique de matériaux composites stratifiés à l'échelle du pli. La réponse thermique en face arrière d'un stratifié soumis à un flux laser important valide ce modèle tant sur la réponse thermique que sur la zone dégradée thermiquement en l'absence d'endommagement par fissuration du composite [8]. Dès l'apparition de délaminages, observés par coupe micrographique après essai Fig. 1 [8], la réponse thermique est modifiée et la dégradation thermique peut en être affectée.

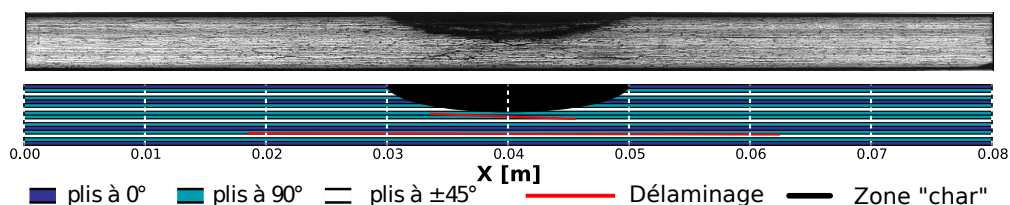


Fig. 1. Visualisation de l'endommagement d'un composite stratifié soumis à un impact laser [8].

Ainsi, l'apparition des endommagements surfaciques rend difficile l'estimation de la réponse thermique et réduit fortement les performances mécaniques résiduelles de la structure. Prévoir les réponses thermiques et mécaniques d'une structure soumise au feu nécessite donc d'avoir (i) une bonne connaissance de l'influence de la température sur le comportement physique du pli et (ii) une bonne description de l'ensemble des mécanismes d'endommagement observés, à savoir : la dégradation volumique thermique (traduite par une perte de masse), et la dégradation surfacique, associée à la fissuration matricielle [9]. Au vu de l'état de l'art, il est donc nécessaire d'améliorer la compréhension des mécanismes complexes de fissuration matricielle sous gradient thermique et les critères d'apparition associés. Cependant, la définition de critères qu'ils soient énergétiques ou en contraintes, implique d'avoir une connaissance du comportement du matériau d'autant plus s'il est non linéaire ou dépendant de la température. Or, les propriétés mécaniques d'une matrice polymère sont fortement influencées par la température et présentent un comportement visqueux même à température ambiante. En conséquence, l'amorçage des dommages au sein de la matrice doit prendre en compte cette dépendance,

même avant toute perte de masse par dégradation thermique. C’est pourquoi nous nous intéresserons dans cet article, à l’influence de la température sur les propriétés mécaniques réversibles du matériau due à son comportement visqueux et en absence d’endommagement.

Au delà de pouvoir définir des critères précis et prenant en compte la dépendance à la température ou de la vitesse de sollicitation, il est intéressant de faire la part entre la dissipation visqueuse et de fissuration par délaminage. Afin de séparer les différentes sources de dissipation énergétique, des bancs d’essais mécaniques en température utilisant l’effet Joule par insertion de courant électrique, (banc INJECT, INternal Joule heating for thERmo meChanical characTerization) ont été proposés [10] et permettent d’observer l’effet de la température sur la ténacité apparente en mode II pour des matériaux composites stratifiés en température. Dans une première section, nous rappellerons brièvement ce dispositif expérimental original et innovant. Dans une deuxième section, nous présenterons l’étude numérique et la confrontation expérience / simulation de l’influence de la température sur le comportement d’interface d’un matériau composite stratifié unidirectionnel en fibre de carbone et à matrice époxy (T700GC/M21). Dans un premier temps, nous analyserons l’effet de la température sur le comportement volumique des bras sur l’estimation du champ de contrainte à l’interface à l’aide d’un comportement viscoélastique pour voir dans quelle mesure ce comportement est important à considérer. Ensuite et au vu de ces résultats, une approche locale à l’échelle de l’interface et basée sur les informations de corrélation d’images sera présentée afin d’estimer la dépendance apparente du comportement de l’interface à la température.

## 2. Moyens expérimentaux

Des essais mécaniques ENF (*End Notched Flexure*) en température utilisant l’effet Joule par insertion de courant électrique (banc INJECT) permettent d’observer la propagation des délaminages et la ténacité de rupture des interfaces suivant la norme standard ASTM D7905 [11]. L’essai ENF est conçu pour la détermination de la ténacité de rupture en mode II des composites stratifiés à matrice polymère renforcée de fibres unidirectionnelles. Cet essai consiste à appliquer une flexion trois points sur une éprouvette pré-fissurée de manière à la solliciter en cisaillement et à faire propager en mode II une fissure dans le plan défini par la pré-fissure (voir Fig. 2).

La particularité de l’essai INJECT par rapport à l’essai ENF classique tient dans l’insertion d’un courant électrique pour chauffer les éprouvettes par effet Joule. A l’aide de ce montage, des essais ont été réalisés sur des éprouvettes d’unidirectionnel en fibre de carbone et à matrice époxy (T700GC/M21), de 16 plis d’épaisseur (~4.12 mm). Ces éprouvettes ont été testées avec des niveaux de puissance électrique injectée de 20W à 80W qui conduisent à une température moyenne au voisinage de la pointe fissure comprise entre 50 et 100°C. La conception, la mise en œuvre et l’analyse expérimentale de la réponse macroscopique des éprouvettes sont décrites plus en détail dans l’article [10]. Une image du montage ainsi que le schéma de la mise en place de l’essai sont présentés sur la Fig. 2.

La Figure 3a montre les courbes force-déplacement obtenues pour différents puissances pour une configuration *Non-PreCracked-NPC* (pré-fissure de longueur initiale  $a_0$  par la présence d’un film de téflon). Les effets de la température sur la réponse macroscopique sont clairement observés, même avant le début de la propagation du délaminage. Ces différences peuvent venir de l’influence de la température sur le comportement des bras et/ou du comportement local d’interface, tout deux a priori exacerbés en température par le comportement non linéaire et visqueux en cisaillement de la résine. Pour répondre à cette question, l’instrumentation de l’essai permet d’évaluer la réponse au niveau de l’interface (champ de déplacement et de déformation) à travers l’analyse des données obtenues par corrélation d’images numérique (CIN), ainsi que la réponse thermique (champ de température) obtenue par caméra infrarouge (IR). L’évaluation des données obtenues par CIN montre un champ de déplacement transverse dans le sens longitudinal  $x$ , en fonction de l’épaisseur hors plan  $y$  de

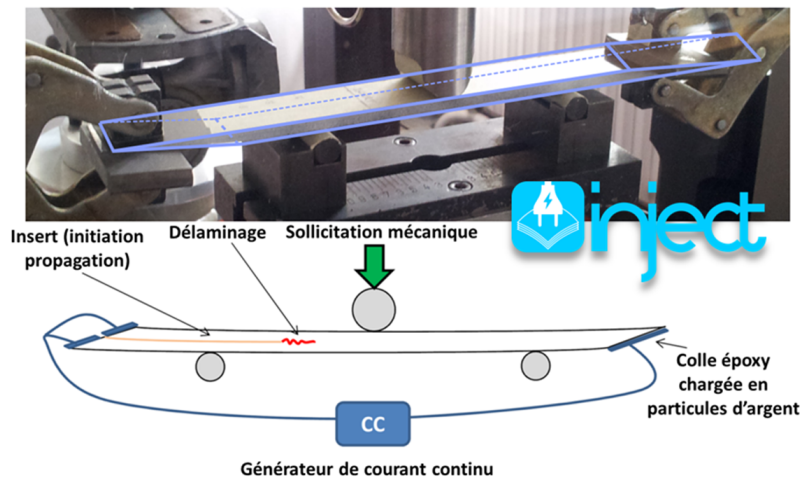


Fig. 2. Essai mécanique ENF avec insertion de courant électrique.

l'éprouvette qui s'inverse au niveau de l'interface ( $y = y_{\text{interface}}$ ), comme le montre la Fig. 3b à température ambiante. Ce gradient est modifié en température et traduit les effets du comportement visqueux du matériau [10].

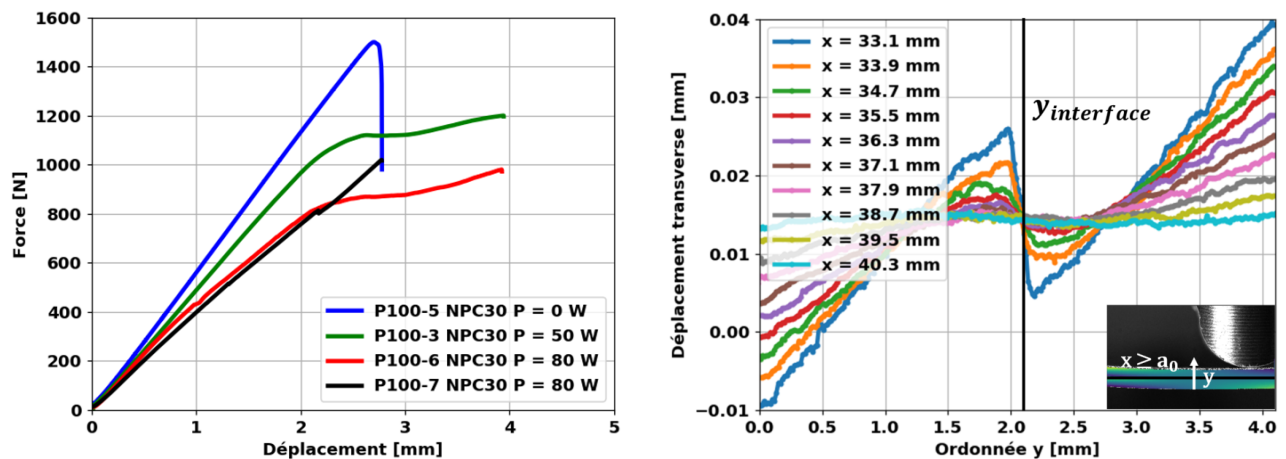


Fig. 3. a. Réponse macroscopique expérimentale de l'essai mécanique ENF à la température ambiante (bleu) et avec insertion de courant électrique. b. Déplacement transverse en fonction de l'ordonnée  $y$  mesuré par CIN pour différentes abscisses  $x$  (ici avec  $a_0 = 33.1$  mm).

Dans la suite de cet article, nous étudierons le comportement non linéaire apparent de l'interface avant toute propagation de la fissure et ceci afin d'expliquer les différents effets de la température sur les phénomènes d'endommagement liés à l'amorçage et pendant la phase de propagation.

### 3. Caractérisation en température de la réponse mécanique des plis et de l'interface

#### 3.1. Prise en compte du comportement visqueux du pli et influence sur le comportement de l'interface

Les effets de la température sur le comportement du pli sont essentiellement mesurables lorsque la résine est sollicitée en cisaillement ou traction transverse. Le comportement en traction (dans la direction des fibres) reste pratiquement invariant avec la température [12, 13]. Afin de prendre en compte ces effets, un modèle du comportement viscoélastique du pli a été développé à l'Onera [14, 13], s'appuyant sur le principe d'équivalence temps-température afin d'intégrer la température dans le modèle viscoélastique spectrale non linéaire de manière similaire à Berthe [15].

A partir des données expérimentales, l'identification du comportement du pli en température pour un composite stratifié unidirectionnel en fibre de carbone et à matrice époxy (T700GC/M21) a été réalisé.

La Figure 4 montre une comparaison entre les résultats obtenus par simulations éléments finis (en utilisant un chargement appliqué à partir des données expérimentales) et les données expérimentales, tant pour une sollicitation transverse (Fig. 4a) qu'en cisaillement (4b). Un très bon accord est observé jusqu'à des niveaux de déformation suffisants pour la modélisation du comportement du matériau à l'échelle du pli et avant l'apparition d'endommagement par fissuration transverse.

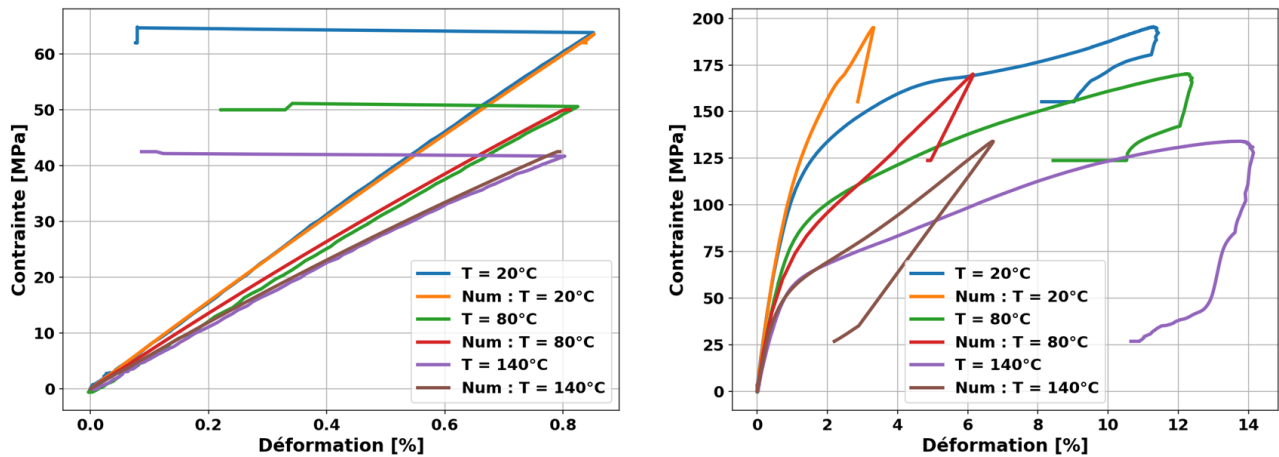


Fig. 4. a. Comparaison entre l'expérience et des simulations numériques sur une éprouvette en a. transverse et b. cisaillement.

Puisqu'il est établi que le comportement est affecté pour la température, il s'agit maintenant de déterminer si ce comportement fortement non-linéaire peut influencer l'estimation de la ténacité de l'interface en mode II. Pour cela, des simulations de l'essai ENF sont réalisées en prenant en compte différents niveaux de température sur les bras à travers la loi viscoélastique du pli identifiée. Les simulations numériques présentées par la suite ont été effectuées avec le solveur *ZéBuLoN* de la suite Z-Set. Le maillage retenu permet de représenter de manière simple l'essai ENF. Des éléments quadratiques réduits ont été choisis pour la modélisation des bras car plus appropriés pour la simulation des essais en flexion [12]. L'interface est modélisée par des éléments de zone cohésive (EZC) suivant le modèle bilinéaire proposé par Turon [16]. La raideur initiale des EZC est suffisamment élevée ( $\sim 10^6$  MPa/mm) par rapport à la raideur globale des bras pour ne pas influencer la réponse macroscopique. De plus, le comportement de l'interface est, quant à lui, considéré dans un premier temps comme *a priori* non dépendant de la température. Le champ de température considéré dans ces simulations a été dans un premier temps simplifié par un champ uniforme.

La Figure 5a montre une comparaison de la courbe force/déplacement obtenue pour quatre niveaux de température différents et une vitesse de sollicitation égale à celle de l'essai, soit 0.5 mm/min. La raideur macroscopique diminue très légèrement avec l'augmentation de la température en raison d'un comportement visqueux exacerbé en température qui vient réduire les modules apparents de cisaillement hors plan notamment. Cependant, cette perte de raideur macroscopique est faible puisque la réponse de l'éprouvette lors d'un chargement en flexion (sollicitations en traction/compression selon la position relative par rapport à la fibre neutre de l'éprouvette) est pilotée majoritairement par les propriétés matériaux dans le sens des fibres, qui dans le modèle actuel ne sont pas influencées par la température [12]. En plus, la modélisation de l'interface par des EZC permet de comparer l'évolution de la contrainte de cisaillement ( $P_{t1}$ ) vue par l'interface en fonction de la force appliquée au niveau de la pointe de fissure (Fig. 5b), constatant que cette contrainte est pratiquement identique à force imposée quelle que soit la température considérée dans les bras.

En raison de l'absence de différences sur les réponses macroscopiques et locales par simulation considérant un comportement non linéaire des bras, l'essai ENF semble donc représentatif du comportement

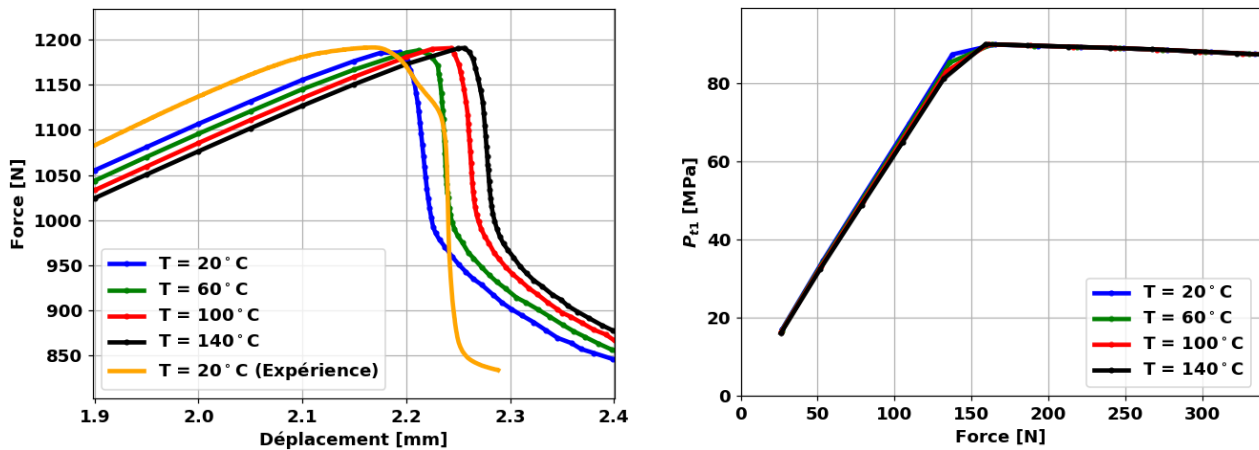


Fig. 5. a. Réponse force-déplacement et b. Evolution de la contrainte de cisaillement à iso-force dans la pointe de fissure initiale pour différents niveaux de température.

de l'interface. Si le comportement viscoélastique des bras n'est pas suffisant pour expliquer une telle influence de la température sur le champ de déformations au niveau de l'interface [10], cela implique nécessairement un comportement non linéaire de l'interface qui reste à être identifié.

### 3.2. Méthode de caractérisation du comportement d'interface

Afin de prendre en compte la dépendance observée des données expérimentales vis-à-vis de la température, une analyse locale de l'interface a été réalisée en utilisant l'évolution temporelle du champ de déplacement obtenue par CIN et de la force appliquée. Les champs de déplacement expérimentaux ont été mesurés par le logiciel Folki2D [17], qui permet d'obtenir une densité et une résolution de données élevées pour traiter les images de l'essai. En appliquant comme conditions aux limites le déplacement mesuré expérimentalement (champ de déplacement transversal dans la direction longitudinale et champ de déplacement hors plan dans la direction verticale) sur les bords de la région d'intérêt (voir Fig. 6a), le champ de contrainte peut être obtenu à l'aide d'une simulation par éléments finis en considérant un comportement élastique ou viscoélastique des bras. Les données issues de la CIN recouvrent la quasi totalité du chant de l'éprouvette observée incluant l'amorce de fissure. Cependant en présence de singularité, les valeurs de la CIN sont bien souvent entachées d'erreur qu'il vaut mieux ne pas considérer comme conditions aux limites d'un calcul éléments finis. La région d'intérêt retenue est donc formée par les points matériaux en dehors de la fissure et pour lequel le comportement de l'interface est significatif (essentiellement proche de la pointe de fissure). Dans le but de limiter les perturbations sur la réponse simulée dues aux conditions aux limites issues de la CIN, les données expérimentales sont post-traitées par un filtre passe bas fréquentiel en espace ou en temps.

Afin de pouvoir comparer le champ de déformation et de contrainte estimés selon le même maillage et la discrétisation spatiale, le champ de déformation est calculé en imposant le champ de déplacement expérimental (tant le transverse que hors plan) sur le maillage utilisé (voir Fig. 6a). Le maillage est donc généré à partir de la grille expérimentale et le calcul du champ de déformation est réalisé en considérant la cinématique des éléments finis pour chaque pas temporel. Pour le calcul de la déformation, une formulation linéaire ou quadratique en espace fournissent un champ de déformation similaire, peu influencé par la cinématique du maillage de par la densité des données mesurées par CIN.

Ainsi, l'évolution des champs de cisaillement et de glissement à l'interface peuvent être obtenus à tout instant, et sur toute la longueur d'interface de la région d'intérêt. La Figure 6b présente la contrainte de cisaillement à l'interface (figure du dessus) obtenue par des simulations numériques avec des conditions limites de déplacements imposées aux bords et un comportement des bras élastique et la

déformation de cisaillement à l'interface (figure du dessous).

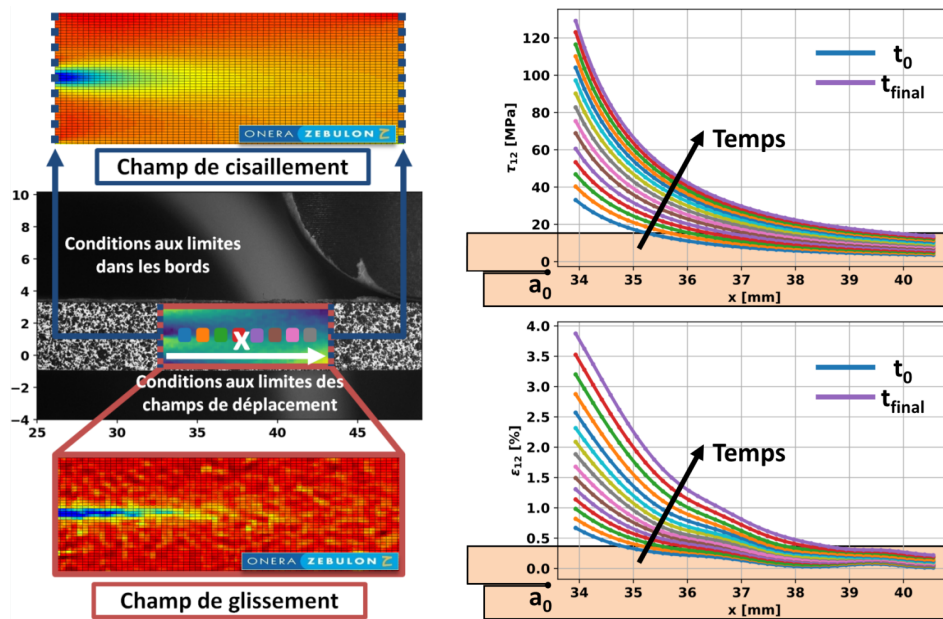


Fig. 6. a. Champs de déplacement mesurés pour appliquer les conditions aux limites dans les simulations numériques. b. Evolution de la contrainte de cisaillement estimée et la déformation de cisaillement à l'interface en fonction de l'abscisse  $x$  le long de l'interface.

L'exploitation du champ de contrainte calculé par la méthode présentée précédemment demande de vérifier que le flux estimé par la simulation est comparable avec celui mesuré expérimentalement. La Figure 7a montre que la force calculée numériquement pour une éprouvette sollicitée à température ambiante en considérant un comportement élastique des bras est tout à fait satisfaisante jusqu'à une force de 1000 N. Au delà, le comportement élastique surestime l'effort et semble donc souligner que la rigidité des bras est surestimée. Si un comportement viscoélastique des bras est considéré pour les bras, on constate une bien meilleure adéquation du flux calculé avec celui mesuré expérimentalement. Ce constat conduit donc à souligner l'influence du comportement non linéaire des bras au niveau local. Ainsi, l'estimation du champ de contrainte vu par l'interface peut être estimée soit en considérant un comportement non linéaire des bras soit en recalant le module du cisaillement hors plan des bras dans un calcul élastique de manière à retrouver le flux imposé expérimentalement et ainsi à traduire l'évolution temporelle du comportement moyen des bras. En combinant les champs de contrainte et déformation de cisaillement à l'interface (Fig. 6b), il est possible d'obtenir le comportement apparent de l'interface par l'analyse temporelle des différents points d'ordonnées  $x$  différentes le long de l'interface, comme le montre la Fig. 7b. Cette figure souligne que le comportement de l'interface n'est pas identique en fonction de la position analysée. Plus la vitesse de sollicitation est importante et moins le comportement est non linéaire. Ainsi plus le point considéré est proche de la singularité et plus il présente un comportement s'approchant d'un comportement linéaire.

## 4. Réponse mécanique de l'interface en température

### 4.1. Résultats avec une approche purement élastique

Des tests expérimentaux sur le banc INJECT présentés dans la section 2 ont été effectués pour des échantillons de 16 plis d'épaisseur d'un matériau composite stratifié unidirectionnel en fibre de carbone et résine époxy (T700GC/M21). Les simulations numériques ont été effectuées sur Z-Set, en supposant un comportement élastique du matériau composite, préalablement identifié par une méthode inverse.

Dans les essais considérés, trois niveaux de température ont été testés : 20°C, 70°C et 100°C. L'image

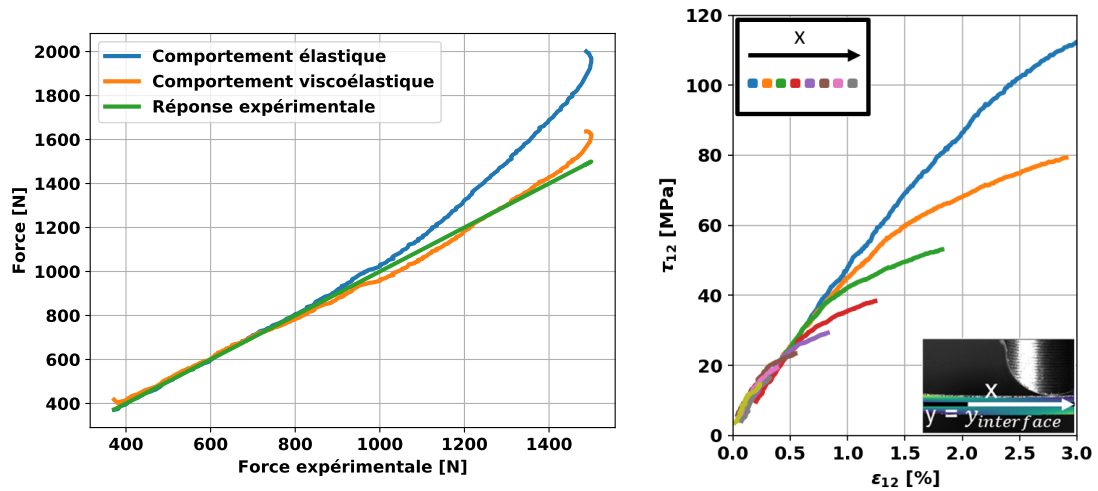


Fig. 7. a. Réponse macroscopique expérimentale de l'essai mécanique ENF à température ambiante et de l'évolution numérique du flux de force en supposant un comportement élastique ou viscoélastique des bras. b. Courbe contrainte-déformation en cisaillement estimée à l'interface pour différentes abscisses.

de référence pour le traitement des données issues de la CIN correspond au début du chargement mécanique. Ce choix permet de s'affranchir de la dilatation thermique. La Figure 8 montre les résultats pour les échantillons  $[0]_{16}$  à température ambiante (Fig. 8a), à  $70^{\circ}\text{C}$  (Fig. 8b) et à  $100^{\circ}\text{C}$  (Fig. 8c). Pour chaque température, les évolutions de la contrainte et du glissement pour différents points situés le long de l'interface sont représentées, suivant la méthode proposée dans la sous-section 3.2.

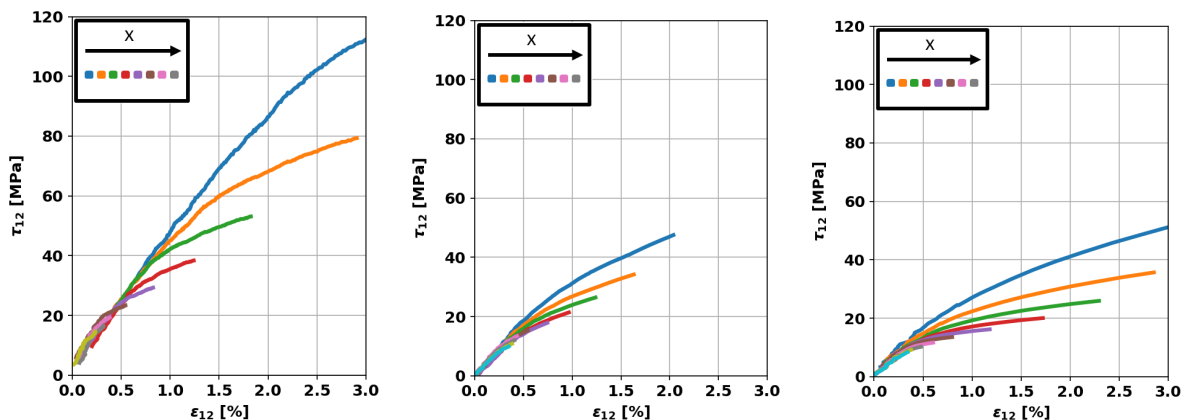


Fig. 8. Identification du comportement d'interface en considérant un comportement élastique des bras pour un matériau composite  $[0]_{16}$  à a. température ambiante, b.  $70^{\circ}\text{C}$  et c.  $100^{\circ}\text{C}$ .

Un comportement d'interface dépendant de la vitesse de sollicitation est observé. Les points proches de la singularité présentent un gradient de contrainte-déformation en cisaillement élevé et, par conséquent, un comportement apparent plus raide que ceux éloignés de la pointe de fissure. De plus, en comparant les trois niveaux de température, on observe un comportement visqueux évident de l'interface, qui s'exacerbe à mesure que la température augmente. Une réduction de la raideur est observée en température par rapport aux conditions de température ambiante, autour de 30% pour l'éprouvette à  $70^{\circ}\text{C}$  et d'environ 50% pour celle à  $100^{\circ}\text{C}$ .

#### 4.2. Comparaison en considérant un comportement viscoélastique des plis

Afin d'évaluer l'importance de considérer un comportement visqueux des bras sur le champ de contrainte vus par l'interface, la même procédure que celle présentée précédemment a été réalisée en



considérant le comportement viscoélastique des bras et les résultats sont présentés sur la Figure 9 pour les trois température d'intérêt.

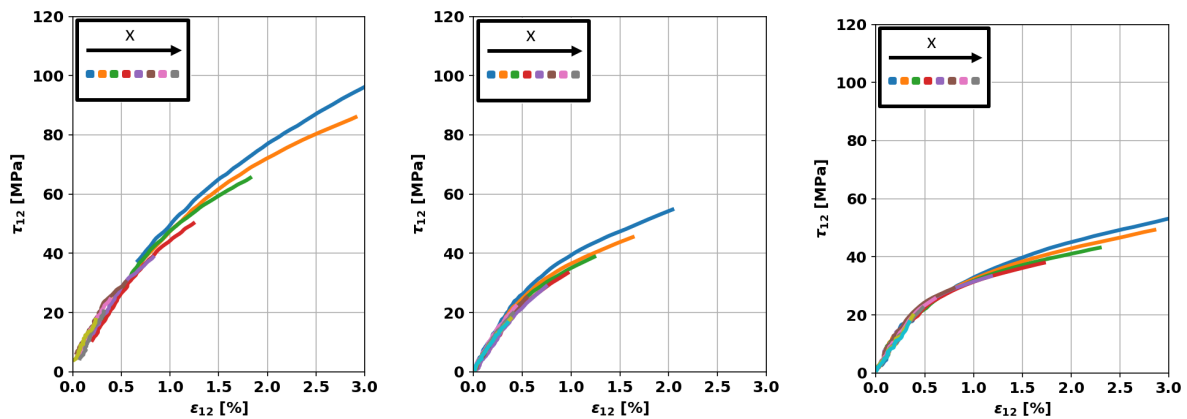


Fig. 9. Identification du comportement d'interface en considérant un comportement viscoélastique des bras pour un matériau composite  $[0]_{16}$  à : a. température ambiante, b.  $70^{\circ}\text{C}$  et c.  $100^{\circ}\text{C}$ .

En comparant ces résultats avec ceux obtenus en supposant un comportement élastique des bras (Fig. 8), on remarque une saturation des effets visqueux, caractérisée par des effets de vitesse moins remarquables, presque négligeables jusqu'à des valeurs de déformation importantes ( $\sim 2\%$ ). L'hypothèse de comportement élastique (Fig. 8) suppose un module de cisaillement constant le long de l'interface, qui, après le recalage du flux équivalent à la force macroscopique, induit une erreur sur le champ de contraintes estimé, exacerbant des effets apparents de vitesse locaux. Les effets de la température sur le comportement d'interface sont aussi remarquables avec la prise en compte d'un comportement viscoélastique des bras. La réponse contrainte-déformation à l'interface s'assouplit avec l'augmentation de la température, à cause du comportement plus visqueux de l'interface en température.

## 5. Conclusions et perspectives

Dans cet article, une méthode d'identification du comportement d'interface en température a été présentée, à partir de l'essai innovant INJECT et qui met à profit la résistance des CMO pour chauffer par effet Joule le matériau. L'application directe des données expérimentales issues de la CIN permet de calculer le champ de déformation et de contrainte en cisaillement par éléments finis à l'interface. L'approche présentée a permis d'éviter des incertitudes associées au positionnement de la pointe de fissure et aux effets supplémentaires observés dans l'expérience, tels que le frottement dans les rouleaux (difficile à prendre en compte numériquement dans le cas présent). En conséquence, cette approche ne suppose aucune hypothèse concernant les conditions aux limites utilisées et réduit considérablement le temps de calcul, puisqu'elle impose des déplacements connus. Des éprouvettes de matériau composite unidirectionnel en fibre de carbone et à matrice époxy (T700GC/M21) ont été testées sur le banc INJECT afin d'analyser la réponse mécanique à la température. La réponse macroscopique évolue apparemment de manière linéaire lorsqu'aucune propagation n'est détectée, quel que soit le niveau de température. La phase de propagation présente un comportement fragile pour les échantillons à température ambiante, tandis qu'elle exacerbe un comportement beaucoup plus ductile en température, du fait du comportement visqueux à l'interface. Cette affirmation a été prouvée par l'analyse du comportement de l'interface en température, en appliquant l'approche numérique-expérimentale présentée. Les simulations numériques macroscopiques, qui sont de fait pilotées en force, ne sont pas suffisamment sensibles au comportement visqueux des bras. En revanche, l'application des déplacements expérimentaux comme conditions aux limites sur une zone d'intérêt centrée proche de l'interface permet de souligner l'influence des effets visqueux locaux sur le champ de contrainte des bras mais également de l'interface. La réponse temporelle contrainte-déformation en cisaillement pour différents niveaux de température montre un effet clairement non linéaire comme

conséquence du comportement visqueux de l'interface. Ce comportement semble dépendant de la vitesse de sollicitation locale y compris avec la prise en compte d'un comportement élastique des bras. Cependant, un tel comportement élastique surestime le niveau de contrainte à l'interface dans les zones fortement sollicitées. En considérant un comportement viscoélastique, le module de cisaillement apparent varie en fonction du chargement local. Bien que des effets de vitesses soient mesurables pour les essais à température ambiante, cela n'est pas observé en température. Cela peut s'expliquer par une saturation des mécanismes visqueux présentant alors des temps de réactions extrêmement courts.

Au vu des résultats obtenus, le comportement visqueux exacerbé en température à l'interface doit être pris en compte dans la caractérisation de la ténacité par l'essai ENF. La prise en compte de l'influence du comportement visqueux d'interface sur la propagation des fissures dans la modélisation numérique reste difficile à analyser. Proche d'une singularité et en température, le comportement non linéaire de l'interface dû à la viscosité est exacerbé, conduisant à la modification de la *process zone* et de ses mécanismes de dissipation énergétique. Il sera envisagé d'adapter la méthode proposée pour l'analyse de l'influence de la température sur l'évolution de cette *process zone*, ainsi que sur les propriétés à rupture de l'interface. Il semble par ailleurs indispensable d'inclure un tel comportement dans un modèle de zone cohésive afin de séparer la dissipation due à l'effet visqueux de la dissipation d'énergie par fissuration pendant la propagation de la fissure.

## Références

- [1] « Notice of Proposed Amedment (NPA) No 2008-13 »2008.
- [2] 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.
- [3] A. G. Gibson, Y. S. Wu, W. H. Chander, D. J. A. Wilcox, P. Bettess « A model for the thermal performance of thick composite laminates in hydrocarbon fires », *Revue de l'Institut Français du Pétrole* Vol. 50 n° 1, pp. 69–74, 1995.
- [4] Y. Bai, T. Keller « Modeling of post-fire stiffness of E-glass fiber-reinforced polyester composites », *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing* Vol. 38 n° 10, pp. 2142–2153, 2007.
- [5] A. G. Gibson, Y. S. Wu, J. T. Evans, A. P. Mouritz « Laminate theory analysis of composites under load in fire », *Journal of Composite Materials* Vol. 40 n° 7, pp. 639–658, 2006.
- [6] A. P. Mouritz, Z. Mathys, C. P. Gardiner « Thermomechanical modelling the fire properties of fibre–polymer composites », *Composites Part B : Engineering* Vol. 35 n° 6, pp. 467–474, 2004.
- [7] V. Biasi « Thermal modelling of decomposing composite materials submitted to Fire », Theses, Institut Supérieure de l'Aéronautique et de l'Espace (ISAE), 2014.
- [8] 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.
- [9] A. P. Mouritz, A. G. Gibson, *Fire properties of polymer composite materials, Solid Mechanics and Its Applications*, Springer Netherlands, 2006.
- [10] C. Huchette, P. Lapeyronnie, J. P. Marquez Costa, G. Leplat « Caractérisation en température de la ténacité en mode II des interfaces des CMO en utilisant l'effet Joule », in : Comptes-rendus des 21èmes Journées Nationales sur les Composites, Bordeaux, , pp. , 2019.
- [11] ASTM D7905/D7905M-14 « Standard Test Method for Determination of the Mode II Interlaminar Fracture Toughness of Unidirectional Fiber-Reinforced Polymer Matrix Composites », Tech. Rep., ASTM International, West Conshohocken, PA, 2014.
- [12] C. Huchette, L. Autef, A. Hurmane, J. P. Márquez Costa, V. Biasi « PhyFire LOT 2 - Développement de modèles de comportement du composite », Tech. Rep. RT5/26018-DMAS-DMPE, 2018.
- [13] C. Huchette, P. Lapeyronnie, A. Hurmane, J. Rannou, V. Biasi, G. Leplat « Influence de la dégradation thermique des CMO sur les propriétés mécaniques effectives », in : Comptes-rendus des 20èmes Journées Nationales sur les Composites, Bordeaux, , pp. , 2017.
- [14] S. Feih, A. Mouritz, Z. Mathys, A. Gibson « Tensile Strength Modeling of Glass Fiber—Polymer Composites in Fire », *Journal of Composite Materials* Vol. 41 n° 19, pp. 2387–2410, 2007.
- [15] J. Berthe « Comportement thermo-visco-élastique des composites CMO - De la statique à la dynamique grande vitesse », Ph.D. thesis, École Centrale de Lille/ONERA, 2013.
- [16] A. Turon, C. G. Dávila, P. P. Camanho, J. Costa « An engineering solution for mesh size effects in the simulation of delamination using cohesive zone models », *Engineering Fracture Mechanics* Vol. 74 n° 10, pp. 1665–1682, 2007.
- [17] G. Le Besnerais, F. Champagnat « Dense optical flow by iterative local window registration », in : IEEE International Conference on Image Processing 2005, vol. 1, , pp. I–137, 2005.