



**HAL**  
open science

# Characterisation of the dynamic toughness of composite materials

Bastien Lammens, Gerald Portemont, Julien Berthe, Rian Seghir, Julien Réthoré

► **To cite this version:**

Bastien Lammens, Gerald Portemont, Julien Berthe, Rian Seghir, Julien Réthoré. Characterisation of the dynamic toughness of composite materials. CFM 2022, Aug 2022, Nantes, France. hal-03932297

**HAL Id: hal-03932297**

**<https://hal.science/hal-03932297>**

Submitted on 10 Jan 2023

**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.

# Caractérisation de la décohésion dynamique des matériaux composites CMO

**B. LAMMENS<sup>a,b</sup>, G. PORTEMONT<sup>a</sup>, J. BERTHE<sup>a</sup>, R. SEGHIR<sup>b</sup>, J. RETHORE<sup>b</sup>**

a. DMAS, ONERA, F-59014 Lille, France

b. GEM, Centrale Nantes, UMR 6183 CNRS, Nantes, France

bastien.lammens@onera.fr

## Résumé :

*Les matériaux composites sont utilisés de nos jours dans le domaine du transport et en particulier dans l'aéronautique. Ces matériaux peuvent être soumis à des impacts hautes vitesses. Ces impacts peuvent engendrer l'apparition du délaminage, mécanisme pouvant amener la ruine de la structure. Le taux de restitution d'énergie critique ou ténacité est une grandeur qui caractérise la résistance inter-laminaire de ces composites. Il est proposé dans ces travaux de caractériser cette grandeur pour un matériau composite en utilisant une approche microscopique, locale à l'échelle de la résine uniquement. La littérature a permis de mettre en évidence que la ténacité du matériau peut être déterminée via les facteurs d'intensité des contraintes. En présence de mécanismes dissipatifs en volume, les facteurs d'intensité des contraintes ne sont pas suffisants pour déterminer la ténacité du matériau. La prise en compte de ces mécanismes peut se faire avec une description enrichie en pointe de fissure en considérant le terme  $T$  – stress et le  $B$  – stress qui sont des termes non singuliers issus des séries de Williams. Les séries de Williams sont des fonctions qui représentent le champs asymptotique des déplacements (ou contraintes) en pointe de fissure. Une démarche numérique a été développée pour mettre en évidence l'influence de la géométrie de l'échantillon sur ces termes non singuliers d'une part et l'influence des plis voisins de l'interface sur la résine d'autre part. Les résultats de cette démarche numérique ont été comparés à des essais quasi-statiques pour une géométrie de type TDCB.*

## Abstract :

*Nowadays, laminate materials are used on transport field and especially in aeronautic field. These materials can be subjected to high velocity impacts. These impacts can lead to delamination which is a mechanism that can lead to the ruin of the structure. The critical energy release rate or fracture toughness is a quantity which characterises the inter-laminar strength of these laminates. In this work, the goal is to determine the energy release rate of a laminate material by using a microscopic approach. This approach is local at the scale of the resin. Some authors have used stress intensity factors to determine fracture toughness. However, in many cases, there are dissipative mechanisms which change the behaviour of the material. In these cases, stress intensity factors are not enough to determine fracture toughness. To take care of these dissipative mechanisms, a more precise description at crack tip with the non singular terms  $T$  – stress and  $B$  – stress can be used. These non singular terms are extracted from the Williams series. Williams series are functions which represent the asymptotic displacement (or*

*stress) field near the crack tip. A numerical approach has been developed to highlight the influence of these non-singular terms on the sample geometry and on the role of the interface neighboring plies on the resin. Once the sample was chosen by some simulations, An experimental investigation has been performed for quasi-static loading rates in order to compare test results with the numerical simulations.*

**Mots clefs : stratifié CMO, chargement dynamique, ténacité, corrélation d'images numériques, fissuration**

## 1 Introduction

Les matériaux composites laminés à matrice organique sont de plus en plus utilisés dans le secteur aéronautique. Ces matériaux sont dorénavant utilisés dans des éléments structuraux tels que le fuselage ou les ailes d'avions. Ces éléments sont soumis à des problématiques d'impact telles que la collision avec des volatiles, impacts de grêlons qui peuvent entraîner des phénomènes de délaminage. Le délaminage, large décohérence du milieu inter-laminaire riche en résine, est un mécanisme de rupture qui peut entraîner la ruine de la structure. L'une des grandeurs qui caractérise la résistance inter-laminaire est le taux de restitution de l'énergie critique noté  $G_c$  [10]. Cette grandeur est identifiée en mode I, à partir d'un protocole expérimental standardisé en quasi-statique (suivant la norme ISO 15024 :2001(E) [12]) avec une géométrie Double Cantilever Beam (DCB). L'analyse de cet essai s'appuie sur une méthode dite globale basée sur une approche énergétique utilisant des mesures de force et de déplacement aux points de sollicitations de l'échantillon. Aucune norme n'est définie en dynamique mais certains auteurs ont développé des extensions des méthodes globales issues des sollicitations en quasi-statique [4] [5]. Cependant, les résultats montrent des disparités sur les résultats selon les auteurs pour le même matériau [18]. Mall et al. [18] ont mis en évidence les différences de taux de restitution d'énergie critique entre les travaux de Smiley and Pipes [25] et de Aliyu and Daniel [2] sur un même matériau. Les premiers montrent une diminution du taux de restitution d'énergie critique pour une gamme de vitesse de déformation alors que Aliyu et Daniel montrent une augmentation de cette grandeur dans cette même gamme de vitesse de déformation. D'autres auteurs [13] [15] ont utilisé une approche microscopique, à l'échelle locale de la résine, pour déterminer la ténacité à rupture via les facteurs d'intensité des contraintes ( $K_I$  et  $K_{II}$ ) à partir de mesures locales par jauges proche du trajet de fissure. L'utilisation des facteurs d'intensité des contraintes  $K_I$  et  $K_{II}$  est suffisante dans le cas d'un matériau élastique fragile sans phénomène dissipatif en volume. En présence de mécanismes dissipatifs en volume, une description dite enrichie en pointe de fissure peut s'avérer être nécessaire. Cette description enrichie est dite non singulière puisqu'elle fait intervenir la contrainte  $T$  ou  $T - stress$  et la composante  $B$  ou  $B - stress$  qui sont des termes non singuliers issus des séries de Williams. Cette description a été utilisée avec des mesures de champs par corrélation d'images numériques permettant d'identifier ces termes non singuliers [23] [22].

Dans le cadre de cette recherche, la ténacité de l'interface d'un stratifié CMO est étudiée à partir des intensités de contraintes à l'échelle de la résine. Pour cela, la première partie des travaux présente la méthode utilisée pour déterminer les grandeurs considérées dont le facteur d'intensité des contraintes en mode I. La seconde partie consiste à évaluer numériquement l'effet des plis voisins de l'interface sur la propagation d'une fissure dans la résine en mode I. La troisième partie concerne la définition d'une géométrie d'éprouvette de résine pure de manière à obtenir une propagation stable de la fissure au cours d'un chargement quasi-statique. Des essais sont réalisés en considérant une vitesse de chargement pour

valider les outils d'analyse basés sur des mesures de champs de déplacement couplés à l'utilisation des séries de Williams.

## 2 Méthode d'identification des paramètres de fissuration

### 2.1 Mesure des champs de déplacement

Une méthode d'analyse a été développée afin de caractériser la ténacité du matériau. Cette méthode d'analyse repose sur l'utilisation de la corrélation d'images numériques associée à une projection sur les séries de Williams. La méthode de corrélation d'images numériques permet d'obtenir un champ de déplacement. Elle est fondée sur l'équation de conservation du niveau de gris entre une image de référence  $f$  et une image déformée  $g$  [24] [23] [27]. Cette équation est définie par :

$$f(x) = g(x + u(x)) \quad (1)$$

Où  $u(x)$  est le vecteur des déplacements recherchés à la position  $x$ . Afin de réduire le nombre d'inconnues, le déplacement est recherché via la méthode des éléments finis. Ce champ de déplacement peut se mettre sous la forme suivante :

$$u(x) = \sum_{n \in P_n} N_n(x) U_n \quad (2)$$

avec  $U_n$  le déplacement du nœud  $n$  qui comporte deux composantes.  $N_n$  sont les fonctions de formes pour chaque pixel de l'image de référence.  $P_n$  est le nombre de nœuds. Finalement, l'équation précédente peut se mettre sous la forme :

$$U_p = NU \quad (3)$$

où  $N$  contient les valeurs des fonctions de formes  $N_n$  à chaque pixel de l'image de référence. Le nombre de ligne correspond au nombre de pixel et le nombre de colonne correspond au nombre de nœuds.  $U$  est le vecteur contenant le vecteur des déplacements aux nœuds.  $U_p$  est le vecteur qui contient le vecteur de déplacement de tous les pixels de la zone d'intérêt [27]. La résolution de l'équation 1 permet d'obtenir le champ de déplacement. Ce champ de déplacement obtenu peut être alors projeté sur une base de fonctions telles que sont les séries de Williams.

### 2.2 Les séries de Williams

Les séries de Williams sont des fonctions qui représentent le champ asymptotique des déplacements (ou des contraintes) en pointe de fissure. L'utilisation de ces séries de Williams nécessite le respect des hypothèses d'élasticité linéaire isotrope dans le plan avec une propagation de fissure rectiligne. Elles sont définies par l'équation 4 décrite ci-dessous [23] :

$$u_w = \sum_{j=I,II} \sum_{n=n_m}^{n_M} a_j^n \phi_j^n(z) \quad (4)$$

où  $n_m$  et  $n_M$  définissent la troncature de la série de Williams. Les  $a_j^n$  sont réels et les  $\phi_j^n$  sont complexes. La troncature des séries de Williams se fait entre les composantes  $n_m = -3$  et  $n_M = 7$  comme le montre

les travaux de Hammam [11]. Les termes super singuliers sont les termes pour  $n < 0$ , les termes pour  $n > 1$  sont qualifiés de non singuliers. Les fonctions élémentaires des séries de Williams se présentent sous la forme :

$$\phi_{II}^n(r, \theta) = r^{n/2}(\kappa e^{in\theta/2} - \frac{n}{2} e^{i(4-n)\theta/2} + (\frac{n}{2} + (-1)^n e^{-in\theta/2})) \quad (5)$$

$$\phi_{II}^n(r, \theta) = r^{n/2}(\kappa e^{in\theta/2} + \frac{n}{2} e^{i(4-n)\theta/2} - (\frac{n}{2} - (-1)^n e^{-in\theta/2})) \quad (6)$$

où  $i$  est un imaginaire pur,  $r$  la distance à la pointe de fissure,  $\theta$  l'angle par rapport au repère locale (x,y) aligné avec la pointe de la fissure.  $\kappa$  est la constante de Kossolov,  $\kappa = (3-\nu)/(1+\nu)$  en contrainte plane et  $\kappa = (3-4\nu)$  en déformation plane. La position de la pointe de la fissure est déterminée en utilisant le premier terme super singulier correspondant à  $n = -1$  et le terme singulier  $n = 1$ . Le décalage à la pointe de la fissure est défini par ([24] [23] [21] [22])

$$d = \frac{-2a_I^{-1}}{a_I^1} \quad (7)$$

Les  $a_j^n$  permettent de déterminer les différents termes des séries de Williams. En mode I, le facteur d'intensité des contraintes noté  $K_I$ , le premier terme non singulier noté  $T$  ou  $T - stress$  et le second terme non singulier noté  $B$  peuvent être déterminés. Ils sont définis par :

$$K_I = \frac{E}{1+\nu} \sqrt{2\pi} a_I^1 \quad (8)$$

$$T = \frac{4E}{1+\nu} a_I^2 \quad (9)$$

$$B = \frac{E}{1+\nu} \sqrt{2\pi} a_I^3 \quad (10)$$

Le champ de déplacement issu de la corrélation d'images numériques est ensuite projeté sur les séries de Williams. La projection permet d'en déduire les différentes grandeurs décrites précédemment. D'après la littérature [3] [20] [16], ces termes non singuliers dépendent de la géométrie de l'échantillon considérée et influent sur la stabilité de la fissure et sur la ténacité car ils modifient l'état de la sollicitation en pointe de fissure. La première partie des travaux consiste à simuler par éléments finis la propagation d'une fissure en mode I dans une géométrie d'éprouvette considérée et d'analyser les paramètres de fissuration avec la démarche décrite précédemment en projetant non pas des champs mesurés mais les champs issus des simulations numériques.

### 3 Effets géométriques et propagation de fissure

#### 3.1 Matériau étudié

Dans le cadre de ces travaux, la résine epoxy Hexply®M21 a été choisie. Il s'agit d'une résine thermoscurissable chargée en nodule thermoplastique utilisée pour les structures composites aéronautiques. Le matériau composite T700/M21 est un exemple de stratifié utilisant cette résine epoxy avec des fibres longues de carbone unidirectionnelles. Ces deux types de matériaux sont considérés pour les simulations numériques (Résine pure M21, Stratifié T700/M21).

## 3.2 Simulations numériques

Une démarche numérique a été mise en place d'une part pour évaluer l'influence des plis voisins de l'interface d'un stratifié sur les termes non singuliers et d'autre part pour déterminer la géométrie d'éprouvette adaptée à la propagation d'une fissure stable dans une résine pure. Des simulations élastiques linéaires 2D par éléments finis ont été réalisées sur plusieurs géométries d'éprouvette pour extraire les champs de déplacement proches de la pointe de fissure. Le maillage considéré contient des éléments linéaires triangles non réguliers. Le coté d'un d'élément du maillage proche de la pointe de fissure est d'environ  $30 \mu m$ . La méthode de résolution utilisée lors des simulations est celle de Newton-Raphson. Ces champs sont ensuite projetés sur les séries de Williams afin d'en déduire  $K_I$  (noté  $K$  par la suite),  $T$  et  $B$  (les deux premiers termes non singuliers). Le logiciel Z-set [1] a été utilisé avec un maillage issu de CAST3M [17]. Chaque simulation est effectuée pour une position de fissure fixe. Plusieurs simulations sont donc nécessaires pour avoir différentes positions de la pointe de fissure.

## 3.3 Comparaison DCB stratifié et TDCB de résine pure

Ces simulations ont été menées sur deux géométries d'éprouvette de type DCB (Double Cantilever Beam) sur stratifié et résine pure et TDCB (Tapered Double Cantilever Beam) de résine pure. Compte-tenu de la symétrie du problème, seule une demi géométrie a été considérée. Dans le cas TDCB, la demi géométrie TDCB utilisée est de longueur  $L = 100 \text{ mm}$ , la petite hauteur  $h = 30 \text{ mm}$  et la grande hauteur est de  $H = 45 \text{ mm}$  [9] (FIGURE 1). Le matériau considéré est la résine avec une rigidité de  $E = 3.1 \text{ GPa}$  et un coefficient de poisson  $\nu = 0.3$ . La pointe de la fissure est mobile et varie entre  $30 \text{ mm}$  et  $80 \text{ mm}$ . Un déplacement de  $U_y = 5 \text{ mm}$  est appliqué sur les nœuds de la partie supérieure du trou situé à gauche de l'éprouvette. Les déplacements selon  $U_y$  sont bloqués uniquement sur la partie inférieure droite. Le noeud en haut à droite est bloqué selon  $U_x$  afin que problème soit bien posé. Dans le cas DCB stratifié, la hauteur de la demi éprouvette est  $H = 1.5 \text{ mm}$ . La seconde partie de l'éprouvette représente les plis voisins de l'interface. Les matériaux ont une rigidité de  $E = 3.1 \text{ GPa}$  pour la résine et de  $E = 100 \text{ GPa}$  pour le pli voisin de l'interface (coefficients de poisson égaux à  $\nu = 0.3$  dans les deux cas). Les conditions aux limites sont les mêmes que lors des simulations sur TDCB de résine pure (FIGURE 2). Les champs de déplacement en pointe de fissure sont analysés à partir des séries de Williams. L'utilisation de cette méthode nécessite le respect des hypothèses de la mécanique élastique linéaire de la rupture dans le plan en considérant une propagation de fissure rectiligne. Or, les polymères tels que les résines sont généralement connus pour avoir un comportement viscoélastique ou viscoplastique. En première approche, pour respecter ces hypothèses, il est supposé que le comportement de la résine est élastique linéaire et isotrope et l'auto-échauffement en pointe de fissure négligé. Cette dernière hypothèse a déjà été validée par Vincent-Dospital [26] en démontrant que l'élévation de la température en pointe de fissure est très faible (quelques degrés tout au plus) dans le cas d'un chargement quasi-statique.

Dans un premier temps, une comparaison des géométries TDCB de résine pure et DCB stratifié est effectuée. Ces géométries sont présentées sur les FIGURES 1 et 2 [9]. En projetant le champ de déplacement issu du logiciel Z-set sur les séries de Williams,  $K$ ,  $T$  et  $B$  sont obtenus. L'amplitude de chargement pour chaque position de la fissure a été ajusté pour obtenir  $K = 1 \text{ MPa}\sqrt{m}$  de manière à quantifier uniquement l'effet de la géométrie sur les termes non singuliers. Les résultats (FIGURES 3 et 4) montrent que les différences des valeurs de  $T$  entre DCB stratifié ( $3 \text{ MPa}$ ) et TDCB de résine pure ( $2 \text{ MPa}$ ) sont faibles au cours de la propagation de la fissure contrairement aux différences sur  $B$ . Les valeurs sont positives et très élevées dans le cas DCB stratifié ( $B \approx 200 \text{ MPa}m^{-\frac{1}{2}}$ ) alors qu'elles sont négatives et

proche de 0 dans le TDCB de résine pure ( $B \approx -20 \text{ MPam}^{-\frac{1}{2}}$ ). Les plis voisins de l'interface ont un effet sur la sollicitation mécanique subie par la résine et donc sur les différentes grandeurs. Effectivement, les faibles valeurs de  $T$  indiquent que les plis voisins permettent à la fissure de rester rectiligne. Une valeur de  $T$  négative ou positive mais proche de 0 permet en effet d'assurer une propagation de fissure rectiligne [19] [8] [6]. Les valeurs importantes de  $B$  dans le cas DCB stratifié peuvent entraîner une propagation instable de la fissure. La grandeur  $B$  semble caractériser l'effet de la géométrie de l'échantillon sur la sollicitation en pointe de fissure. Le module d'Young des plis voisins de l'interface est très important, les plis imposent leur cinématique pouvant dans ce cas être similaire à de la flexion poutre. La conséquence est une modification du profil d'ouverture menant à une valeur très importante de  $B$  ( $B \approx 200 \text{ MPam}^{-\frac{1}{2}}$ ) par rapport au cas TDCB où la fissure se propage dans la résine pure ( $B \approx -20 \text{ MPam}^{-\frac{1}{2}}$ ). Les deux termes  $T$  et  $B$  doivent donc être pris en compte afin de caractériser de manière intrinsèque la ténacité. Finalement, la géométrie TDCB semble être pertinente pour propager une fissure dans la résine de manière stable mais la sollicitation appliquée à la pointe de la fissure diffère notablement de celle qui est appliquée dans une éprouvette DCB.

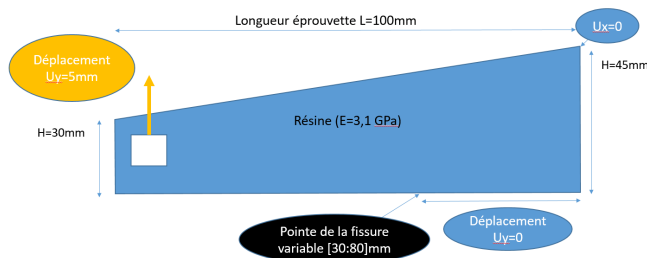


FIGURE 1 – Géométrie TDCB de résine pure

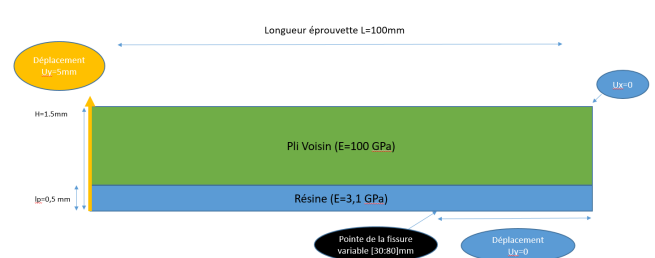
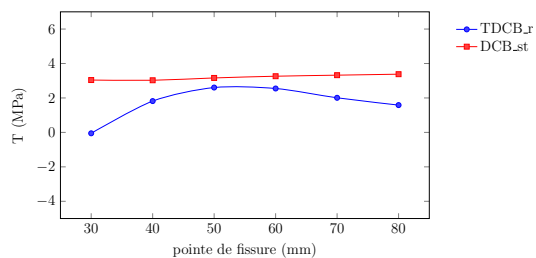
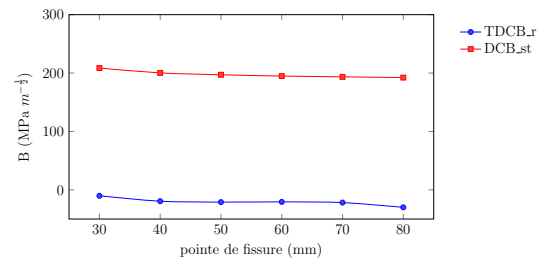


FIGURE 2 – Géométrie DCB stratifié

FIGURE 3 – Évolution du terme  $T$  en fonction de la propagation de fissureFIGURE 4 – Évolution du terme  $B$  en fonction de la propagation de fissure

### 3.4 Effet des plis voisins de l'interface sur l'identification des paramètres

Des simulations complémentaires ont été réalisées pour évaluer l'effet des plis voisins de l'interface sur les paramètres de fissuration. Par conséquent, des simulations sont menées en modifiant l'épaisseur de résine de la géométrie DCB pour se rapprocher de l'éprouvette TDCB. La hauteur de la demi éprouvette DCB stratifié est de  $H = 1.5 \text{ mm}$ . L'épaisseur de référence de résine pour cette éprouvette est de  $0.5 \text{ mm}$ . Le ratio d'épaisseur est défini comme le rapport entre l'épaisseur de résine de la géométrie DCB stratifié modifiée considérée et l'épaisseur de référence de résine. Différentes épaisseurs de résine ont été considérées. Un ratio d'épaisseur de 1 correspond à la géométrie DCB stratifié considérée dans la partie

précédente avec une épaisseur de résine de  $0.5\text{ mm}$  (épaisseur de résine de référence). Contrairement aux simulations précédentes sur DCB stratifié, la position de la pointe de fissure est fixe. Le maillage considéré contient des éléments triangles non réguliers. Le côté d'un élément du maillage proche de la pointe de fissure est d'environ  $30\ \mu\text{m}$ . Les résultats (FIGURES 6 et 7) montrent d'une part que les valeurs de  $T$  sont similaires entre TDCB de résine pure et DCB modifiée pour des épaisseurs de résine relativement proches de l'épaisseur de référence, c'est à dire pour un ratio inférieur à 1.3. En effet, les valeurs de  $T$  sont au maximum de  $10\text{ MPa}$  dans le cas DCB stratifié et d'environ  $2\text{ MPa}$  dans le cas TDCB de résine pure. D'autre part, dans le cas DCB stratifié c'est à dire pour un ratio d'épaisseur de 1, les valeurs de  $B$  sont très importantes,  $B \approx 200\text{ MPam}^{-\frac{1}{2}}$ . Les valeurs de  $B$  deviennent bien plus faibles et sont comparables à celles obtenues sur TDCB de résine pure pour un ratio d'épaisseur d'environ 1.3 ( $B \approx -20\text{ MPam}^{-\frac{1}{2}}$ ). Finalement, la modification de l'épaisseur de résine permet sans grande variation de  $T$  d'obtenir des valeurs de  $B$  semblables de celles obtenues pour le cas TDCB de résine pure. Afin de comparer la ténacité de manière intrinsèque entre résine pure et stratifié, il est nécessaire d'utiliser une autre géométrie telle que la géométrie DCB stratifié modifiée avec un ratio d'environ 1.3. La géométrie TDCB de résine pure a été utilisée dans le cadre d'essai quasi-statique pour vérifier les simulations précédentes et les hypothèses émises dans le cadre de l'utilisation des séries de Williams.

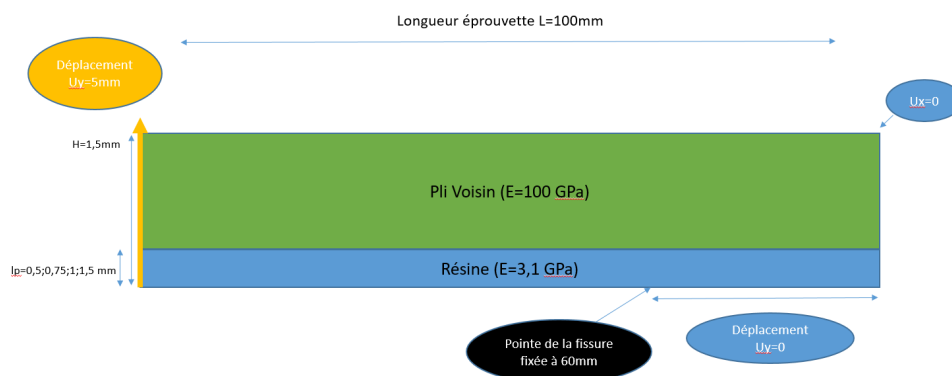
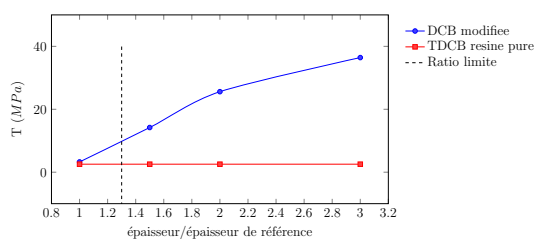
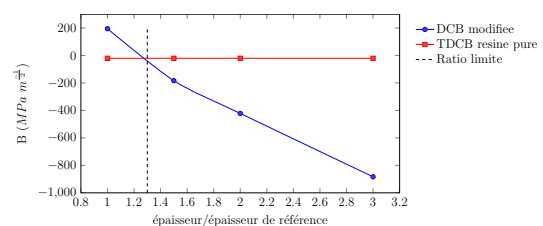


FIGURE 5 – Géométries DCB modifiées

FIGURE 6 – Évolution de  $T$  en fonction du ratio de résineFIGURE 7 – Évolution de  $B$  en fonction du ratio de résine



## 4 Identification expérimentale des paramètres de fissuration d'une résine epoxy Hexply®M21

### 4.1 Préparation des plaques et usinage des éprouvettes

La résine epoxy Hexply®M21 se présente sous forme de films de résine crue, un protocole expérimental a donc été développé pour cuire des plaques épaisses de résine Hexply®M21 (FIGURE 8). Ces plaques sont ensuite usinées pour obtenir des éprouvettes TDCB de résine pure (FIGURE 9).

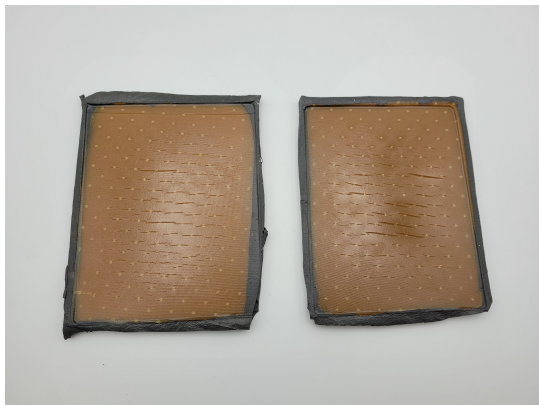


FIGURE 8 – Plaques épaisses de résine Hexply®M21



FIGURE 9 – Géométrie TDCB de résine Hexply®M21

### 4.2 Mise en place d'un protocole expérimental en quasi-statique

Des essais quasi-statiques de fissuration en mode I sur géométrie TDCB de résine pure ont été réalisés sur une machine électromécanique Instron 5967 pilotée en déplacement (FIGURE 10). Au cours des essais, l'effort dans l'échantillon et le déplacement de la traverse sont mesurés. L'éprouvette est reliée à la machine à l'aide de deux barres rainurées équipées d'un axe de chargement. La barre rainurée inférieure est fixe alors que la barre rainurée supérieure est mobile et suit le déplacement de la traverse. Le champ de déplacement est obtenu par corrélation d'images numériques via le logiciel Ufreckles [14] en utilisant une caméra vieworks VC haute résolution de 50 millions de pixels avec un objectif de focale fixe de 100mm. Un mouchetis est réalisé sur l'échantillon de résine pure avec un aérographe. Le champ de la caméra est centré sur l'axe de propagation de la fissure ce qui permet d'observer la propagation de fissure sur toute la longueur de l'éprouvette. Dans ce cas, la taille d'un pixel est de  $8.5 \mu m$ . La fréquence d'acquisition de la caméra est de  $5 Hz$ . Une vitesse de  $0.1 mm/min$  a été retenue pour valider les simulations et pour estimer la robustesse du protocole.

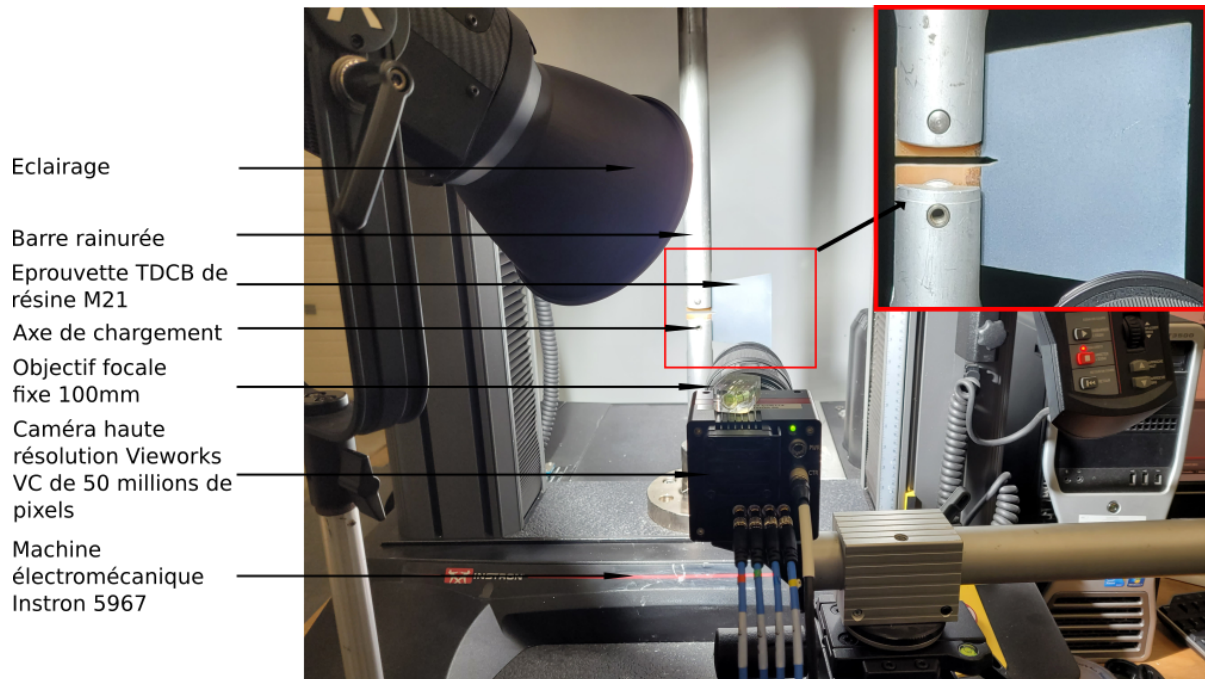


FIGURE 10 – Montage expérimental en quasi-statique

### 4.3 Résultats

La corrélation d'images numériques avec le logiciel Ufreckles [14] permet d'extraire le champ de déplacements (FIGURE 11). Ce champ est ensuite projeté sur les séries de Williams (FIGURE 12). Les essais montrent que la propagation de fissure n'est pas stable, un phénomène de stick-slip est présent sur le diagramme force/déplacement (FIGURE 13). Cela se matérialise par des sauts de la force avec l'augmentation du déplacement. Les courbes force/déplacement des deux essais se superposent ce qui montre une bonne répétabilité. La phase de montée en charge correspond à une propagation de la fissure stable en quasi-statique de quelques centaines de microns puis une chute brutale de l'effort entraînée par une propagation dynamique. Il a été néanmoins possible d'étudier les différentes phases de propagations quasi-statiques pour en déduire  $K$ ,  $T$  et  $B$  et la propagation de fissure. Seules les parties quasi-statiques sont considérées ce qui explique les discontinuités.

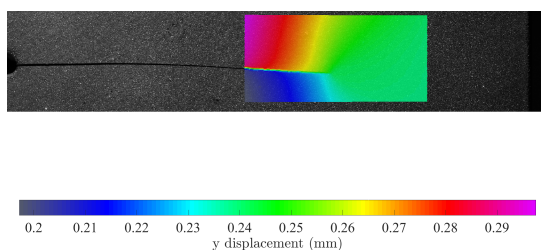


FIGURE 11 – Corrélation d'images numériques via Ufreckles [14]

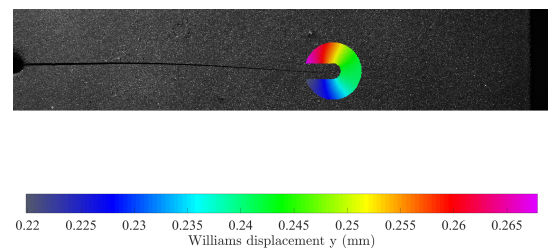


FIGURE 12 – Projection sur les séries de Williams avec Ufreckles [14]

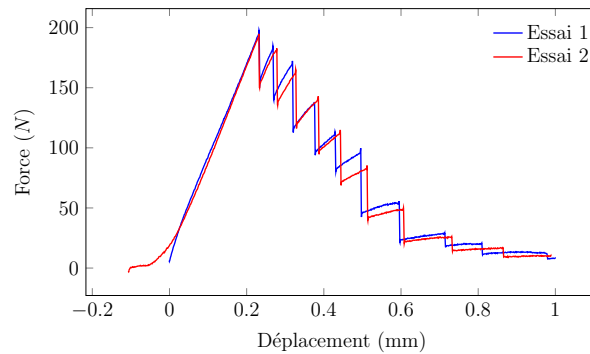


FIGURE 13 – Courbe Force-Déplacement lors des essais

Les résultats des essais réalisés sont présentés sur les FIGURES 14,15 ,16 et 17 (le premier essai en bleu et le second en rouge). Des écarts ont donc été observés entre les essais réalisés et les simulations effectuées. Effectivement, bien que les propagations de fissures soient instables, les résultats obtenus sont proches des simulations effectuées. Il s'avère que  $K$  augmente durant chaque partie quasi-statique et varie entre  $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  et  $1.5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Ces valeurs obtenues sont relativement proches de celles présentées dans la thèse de Vincent Joudon [13] (entre  $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  et  $1.1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ).  $K$  chute brusquement lors de la propagation dynamique. Afin de retrouver une propagation stable, la fissure doit avancer rapidement (propagation dynamique) en revenant par la suite à un  $K$  plus petit.  $T$  est très faible, environ  $1 \text{ MPa}$  à  $2 \text{ MPa}$ . Ces valeurs obtenues lors des essais sont proches de celles obtenues lors des simulations sur TDCB de résine pure ( $T \approx 2 \text{ MPa}$ ).  $T$  est proche de 0 ce qui permet d'avoir une propagation de fissure stable en direction, il n'y a donc pas de bifurcation. Le terme  $B$  oscille entre  $-10 \text{ MPa}\text{m}^{-\frac{1}{2}}$  et  $90 \text{ MPa}\text{m}^{-\frac{1}{2}}$ , il augmente au début de l'essai et sa valeur décroît progressivement avec l'avancée de la fissure. Ces valeurs sont tout de même proches de celles obtenues lors des simulations dans le cas TDCB pour la même résine ( $B \approx -20 \text{ MPa}\text{m}^{-\frac{1}{2}}$ ). Les valeurs de  $T$  et  $B$  sont proches de celles obtenues lors des simulations car  $K$  est proche de  $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (valeurs des simulations). Les sauts de  $B$  entre chaque partie quasi-statique peuvent être une des conséquences du phénomène de stick-slip. Enfin concernant la propagation de fissure, celle-ci est très faible sur chaque partie quasi-statique. Ces différentes propagations sont de l'ordre de la centaine de micron chacune. Finalement, les différences observées entre les simulations numériques et les résultats expérimentaux sont relativement faibles. Afin de comprendre les origines de ce phénomène de stick-slip, différentes pistes de réflexion ont été investiguées. Il est possible que l'hypothèse d'un comportement élastique linéaire ne soit pas exacte. En effet, différents auteurs [7] [28] ont étudié les causes possibles d'une instabilité en pointe de fissure amenant au phénomène de stick-slip dans le cas des polymères. Ce phénomène peut s'expliquer par l'accumulation de la plasticité en pointe de fissure ("blunting effect" en anglais). La résine Hexply®M21 a un comportement viscoplastique. Il se pourrait que le développement de la plasticité en pointe de fissure soit plus ou moins important selon la vitesse de chargement ou la température. La rupture du matériau serait donc différente et ce changement conduirait à une propagation dynamique. Cette hypothèse doit pouvoir être vérifiée à l'aide de nouveaux essais sur la résine Hexply®M21.

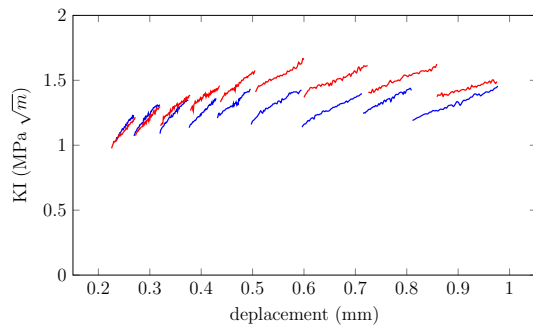
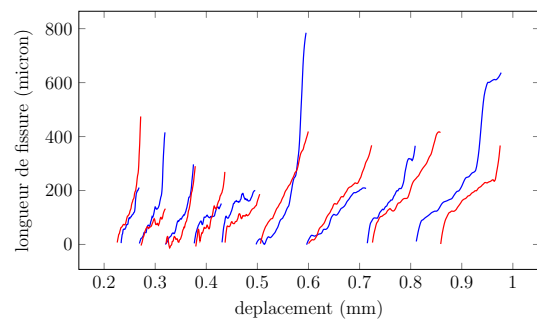
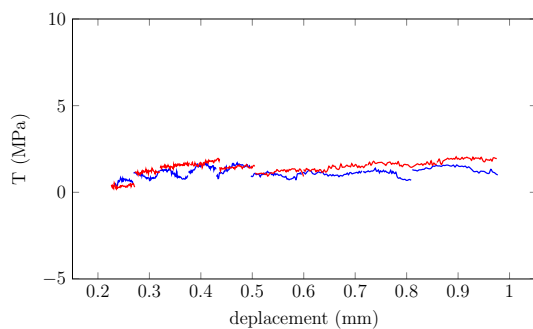
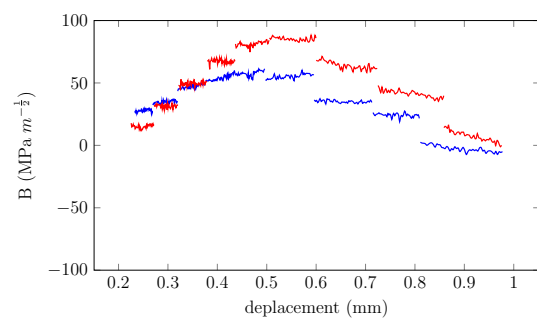
FIGURE 14 – Évolution de  $K$  durant les deux essais

FIGURE 15 – Évolution de la propagation de fissure durant les deux essais

FIGURE 16 – Évolution de  $T$  durant les deux essaisFIGURE 17 – Évolution de  $B$  durant les deux essais

## 5 Conclusion

La littérature a permis de mettre en évidence les méthodes existantes pour caractériser la ténacité en dynamique d'un stratifié composite. Cependant, en dynamique, il n'existe pas de protocole normalisé pour évaluer le taux de restitution d'énergie critique. Une approche microscopique utilisant les séries de Williams a été choisie pour caractériser la ténacité d'un stratifié. Des simulations numériques simplifiées utilisant la méthode des éléments finis ont été menées d'une part pour comparer DCB stratifié et TDCB de résine et d'autre part pour mettre en évidence l'effet des plis voisins de l'interface sur la résine lors d'une propagation de fissure en mode I. A l'issue des simulations, la géométrie TDCB a été choisie pour propager une fissure stable dans la résine. En outre, ces simulations ont mis en évidence la nécessité de prendre en compte les termes non singuliers  $T$  et  $B$  issus des séries de Williams pour évaluer la ténacité du matériau. Lors de la propagation de fissure en mode I, ces termes non singuliers  $T$  et  $B$  ont des effets respectivement sur la stabilité en direction et sur la stabilité en propagation de la fissure. Des essais quasi-statiques ont été réalisés afin de vérifier les résultats des simulations et le choix de la géométrie. Bien que la propagation de fissure soit instable donnant lieu au phénomène de stick-slip, les résultats des simulations sont relativement proches des résultats des essais. Ces instabilités pourraient être dus au développement de la plasticité en pointe de fissure conduisant à une propagation dynamique afin de dissiper l'énergie élastique accumulée dans l'échantillon lors du développement de la plasticité sans propagation. Cette hypothèse doit pouvoir être vérifiée par la suite en effectuant de nouveaux essais sur la résine Hexply®M21. Une fois le phénomène compris et appréhendé, il serait envisagé d'effectuer une nouvelle campagne sur résine pure en dynamique pour déterminer la ténacité de la résine et pour

voir l'influence de la vitesse de propagation de la fissure sur la ténacité.

## **6 Remerciements**

Nous tenions à remercier M.Fournier-Le Ray de chez Hexcel pour la fourniture du matériau et la région Pays de-la-Loire pour le financement d'une partie de ces travaux.

## Références

- [1] Z-set | Non-linear material & structure analysis suite. URL <http://www.zset-software.com/>.
- [2] AA Aliyu and IM Daniel. *Effects of strain rate on delamination fracture toughness of graphite/epoxy*. ASTM International, 1985.
- [3] M. R. Ayatollahi, M. Rashidi Moghaddam, S. M. J. Razavi, and F. Berto. Geometry effects on fracture trajectory of PMMA samples under pure mode-I loading. *Engineering Fracture Mechanics*, 163 :449–461, September 2016. ISSN 0013-7944. doi : 10.1016/j.engfracmech.2016.05.014. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794416302351>.
- [4] B. R. K. Blackman, J. P. Dear, A. J. Kinloch, H. Macgillivray, Y. Wang, J. G. Williams, and P. Yayla. The failure of fibre composites and adhesively bonded fibre composites under high rates of test. *Journal of Materials Science*, 30(23) :5885–5900, December 1995. ISSN 1573-4803. doi : 10.1007/BF01151502. URL <https://doi.org/10.1007/BF01151502>.
- [5] B. R. K. Blackman, A. J. Kinloch, Y. Wang, and J. G. Williams. The failure of fibre composites and adhesively bonded fibre composites under high rates of test. *Journal of Materials Science*, 31(17) :4451–4466, September 1996. ISSN 1573-4803. doi : 10.1007/BF00366341. URL <https://doi.org/10.1007/BF00366341>.
- [6] O Bouledroua, M Hadj Meliani, and G Pluvinage. A review of T-stress calculation methods in fracture mechanics computation. . A, page 11.
- [7] W. Bradley, W.J. Cantwell, and H.H. Kausch. Viscoelastic Creep Crack Growth : A Review of Fracture Mechanical Analyses. *Mechanics of Time-Dependent Materials*, 1(3) : 241–268, September 1997. ISSN 1573-2738. doi : 10.1023/A :1009766516429. URL <https://doi.org/10.1023/A:1009766516429>.
- [8] B. Cotterell. On fracture path stability in the compact tension test. *International Journal of Fracture Mechanics*, 6(2) :189–192, June 1970. ISSN 1573-2673. doi : 10.1007/BF00189826. URL <https://doi.org/10.1007/BF00189826>.
- [9] Thiago Melo Grabois, Jan Neggers, Laurent Ponson, François Hild, and Romildo Dias Toledo Filho. On the validation of integrated DIC with tapered double cantilever beam tests. *Engineering Fracture Mechanics*, 191 :311–323, March 2018. ISSN 0013-7944. doi : 10.1016/j.engfracmech.2017.12.015. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794417309232>.
- [10] A.A Griffith. The phenomenon of rupture and flow in solids. *Phil. Trans. Roy. Soc. London, Series A*, 221, 163-198, 1920.
- [11] R. Hamam, F. Hild, and S. Roux. Stress intensity factor gauging by digital image correlation : Application in cyclic fatigue. *Strain*, 43(3) :181–192, 2007.
- [12] B. Hopkinson. Plastics : Determination of fracture toughness (g and k) - linear elastic fracture mechanics (lefm) approach. *ISO 13586 :2000(F)*, 2000.

- [13] Vincent Joudon. *Caractérisation expérimentale de l'initiation et de la propagation de fissure dans une résine époxy sous chargement dynamique*. phdthesis, Université de Valenciennes et du Hainaut-Cambresis, December 2014. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-01148766>.
- [14] J.Réthoré. *Ufreckles*. doi :10.5281/zenodo.1433776, 2018.
- [15] C. Kanchanomai, S. Rattananon, and M. Soni. Effects of loading rate on fracture behavior and mechanism of thermoset epoxy resin. *Polymer Testing*, 24(7) :886–892, October 2005. ISSN 0142-9418. doi : 10.1016/j.polymertesting.2005.06.006. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S014294180500098X>.
- [16] Bhawesh Kumar, S. Chitsiriphanit, and C. T. Sun. Significance of K-dominance zone size and nonsingular stress field in brittle fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 78(9) : 2042–2051, June 2011. ISSN 0013-7944. doi : 10.1016/j.engfracmech.2011.03.015. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794411001238>.
- [17] Commissariat à l'énergie atomique et aux énergies alternatives (CEA). Site web de cast3m. <http://www-cast3m.cea.fr/index.php>, 2020.
- [18] S. Mall, G.E. Law, and M. Katouzian. Loading Rate Effect on Interlaminar Fracture Toughness of a Thermoplastic Composite. *Journal of Composite Materials*, 21(6) : 569–579, June 1987. ISSN 0021-9983. doi : 10.1177/002199838702100607. URL <https://doi.org/10.1177/002199838702100607>. Publisher : SAGE Publications Ltd STM.
- [19] Q. Nazarali and X. Wang. The effect of T-stress on crack-tip plastic zones under mixed-mode loading conditions. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 34(10) :792–803, 2011. ISSN 1460-2695. doi : 10.1111/j.1460-2695.2011.01573.x. URL <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1111/j.1460-2695.2011.01573.x>.  
\_eprint : <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1111/j.1460-2695.2011.01573.x>.
- [20] S. M. J. Razavi, M. R. Ayatollahi, and F. Berto. A synthesis of geometry effect on brittle fracture. *Engineering Fracture Mechanics*, 187 :94–102, January 2018. ISSN 0013-7944. doi : 10.1016/j.engfracmech.2017.10.022. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0013794417309761>.
- [21] S. Roux, J. Réthoré, and F. Hild. Digital image correlation and fracture : an advanced technique for estimating stress intensity factors of 2D and 3D cracks. *Journal of Physics D : Applied Physics*, 42(21) :214004, October 2009. ISSN 0022-3727. doi : 10.1088/0022-3727/42/21/214004. URL <https://doi.org/10.1088/0022-3727/42/21/214004>. Publisher : IOP Publishing.
- [22] C. Roux-Langlois, A. Gravouil, M. C. Baietto, J. Réthoré, F. Mathieu, F. Hild, and S. Roux. DIC identification and X-FEM simulation of fatigue crack growth based on the Williams' series. *International Journal of Solids and Structures*, 53 : 38–47, January 2015. ISSN 0020-7683. doi : 10.1016/j.ijsolstr.2014.10.026. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020768314004053>.

- [23] J. Réthoré. Automatic crack tip detection and stress intensity factors estimation of curved cracks from digital images. *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, 103(7) :516–534, 2015. ISSN 1097-0207. doi : 10.1002/nme.4905. URL <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1002/nme.4905>. \_eprint : <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1002/nme.4905>.
- [24] Julien Réthoré and Rafael Estevez. Identification of a cohesive zone model from digital images at the micron-scale. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 61(6) :1407–1420, June 2013. ISSN 0022-5096. doi : 10.1016/j.jmps.2013.01.011. URL <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022509613000288>.
- [25] A.J. Smiley and R.B. Pipes. Rate Effects on Mode I Interlaminar Fracture Toughness in Composite Materials. *Journal of Composite Materials*, 21(7) :670–687, July 1987. ISSN 0021-9983. doi : 10.1177/002199838702100706. URL <https://doi.org/10.1177/002199838702100706>. Publisher : SAGE Publications Ltd STM.
- [26] Tom Vincent-Dospital. *Interfacial fractures : thermal effects and material disorder*. phdthesis, Université de Strasbourg, November 2020. URL <https://tel.archives-ouvertes.fr/tel-03154117>.
- [27] Adrien Vinel, Rian Seghir, Julien Berthe, Gérald Portemont, and Julien Réthoré. Metrological assessment of multi-sensor camera technology for spatially-resolved ultra-high-speed imaging of transient high strain-rate deformation processes. *Strain*, 57(4) :e12381, 2021. ISSN 1475-1305. doi : 10.1111/str.12381. URL <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/abs/10.1111/str.12381>. \_eprint : <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/pdf/10.1111/str.12381>.
- [28] J. G. Williams. Visco-elastic and thermal effects on crack growth in PMMA. *International Journal of Fracture Mechanics*, 8(4) :393–401, December 1972. ISSN 1573-2673. doi : 10.1007/BF00191101. URL <https://doi.org/10.1007/BF00191101>.