HAL
open science

Modélisation du comportement de l'interphase fonctionnelle dans les composites de 3ème génération

Valentin Priasso, Jacques Lamon, Pierre Ladevèze, Cuong Ha-Minh, Caroline Petiot

To cite this version:

Valentin Priasso, Jacques Lamon, Pierre Ladevèze, Cuong Ha-Minh, Caroline Petiot. Modélisation du comportement de l'interphase fonctionnelle dans les composites de 3ème génération. Journées Nationales sur les Composites 2017, École des Ponts ParisTech (ENPC), Jun 2017, 77455 Champs-sur-Marne, France. hal-01621548

HAL Id: hal-01621548

https://hal.science/hal-01621548

Submitted on 23 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.

Modélisation du comportement de l'interphase fonctionnelle dans les composites de 3ème génération

Modeling of the behavior of the functional interphase in the new generation of composite

V. Priasso[1], J. Lamon[1], P. Ladevèze[1], C. Ha-Minh[1], C. Petiot[2]

1 : LMT-Cachan
ENS Paris Saclay/CNRS/Université Paris Saclay
61 avenue du Président Wilson, F-94235 Cachan, France
priasso@lmt.ens-cachan.fr

2 : Airbus Group Innovations / SM
12 rue Pasteur – BP 76 – 92152 Suresnes, France

Résumé

La troisième génération de matériaux composites possède des interphases fonctionnelles (appelées intercouches) entre les plis qui sont renforcées par des particules thermoplastiques. Ces intercouches permettent d'améliorer la ténacité de l'interphase ([1,2]) ainsi que des propriétés du composite telles que la Compression Après Impact (CAI) ([3]). L'ajout des particules modifie les mécanismes d'endommagement classiques des stratifiés et leurs interactions. Il est alors essentiel d'analyser à une échelle microscopique l'impact des particules sur la propagation d'une fissure au sein de l'intercouche.

L'étude se focalise sur la propagation d'une fissure transverse dans le pli à 90° qui traverse une particule de l' intercouche. La géométrie étudiée est constituée d'un volume élémentaire représentatif (VER) contenant trois plis orientés à 0/90/0 et deux intercouches. Le facteur d'intensité de contrainte en pointe de fissure (K) et le taux de restitution d'énergie (G) sont calculés avec la méthode des éléments finis. Les variations de K et G sont comparées avec les valeurs critiques de la littérature, ce qui permet de déterminer la cinétique de fissuration. Plusieurs scénarios sont étudiés. Il est montré que le chemin de fissuration dépend de différents paramètres dont les rapports entre propriétés élastiques de la matrice et de la particule, les facteurs d'intensité de contraintes critiques et la déformation à rupture de ces deux entités. Des tendances de chemin de fissuration selon ces paramètres sont montrées et confortées par des résultats analytiques ([4-6]), numériques ([7]) et expérimentaux ([8]) de la littérature.

Abstract

The third generation of composite materials possesses functional interply interphases (so-called interleaves), reinforced by thermoplastic particles. These particles improve the interface's strength ([1,2]) but also the global properties of the laminate such as Compression After Impact (CAI) ([3]). Introducing plastic particles into the interleaves will modify the classical damage mechanisms and their interaction. Therefore, understanding the mechanism of matrix crack propagation through the interleaf is an important prerequisite to the development of a robust code for the computation of damage resistance of cross ply laminates possessing an interleaf.

The study focuses on the local propagation of the transverse crack in the 90° ply that impinges plastic particles located in the interleaf between two cross plies. The stress intensity factor at crack tip (K_I) and the strain energy release rate (G_I) were computed in a Representative Volume Element of cross-ply laminate using the Finite Element Method. This RVE includes the transverse crack, the interleaf with different particles characteristics and the two associated cross plies. The changes in K and G were compared with local critical values available in the literature, which allowed the propagation of crack in the interleaf to be determined. Various possible scenarios are discussed. It is shown that the path of crack is dependent on various factors including the respective elastic properties of matrix and particle, the tensile behavior of particle and its fracture properties. Trends in crack propagation were anticipated depending on particles key properties and compared to results from literature ([4-8]).

Mots Clés: Stratifié, interphase, fissure, particules
Keywords : Laminate, interphase, crack, particles.

1. Introduction

Les structures composites sont utilisées dans de grandes proportions en aéronautique car elles possèdent d'excellentes propriétés mécaniques et sont particulièrement légères. Leur utilisation nécessite une compréhension précise des mécanismes d'endommagement jusqu'à rupture. Cette problématique est encore un challenge scientifique. Etant donné la complexité de la modélisation des composites, la plupart des méthodes pour les caractériser sont expérimentales. Le coût important de ces essais justifie le développement de méthodes numériques se basant sur une caractérisation virtuelle de la structure. Elles ne remplaceront pas les campagnes expérimentales mais servent de base pour le dimensionnement de la structure. Aujourd'hui, ces méthodes numériques parviennent à modéliser fidèlement de nombreux mécanismes d'endommagement des composites, comme la fissure transverse ([9-11]) et le délaminage ([12-14]).

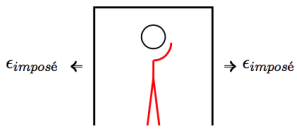
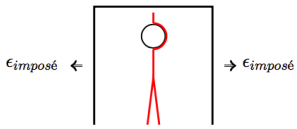
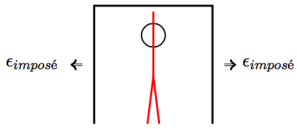
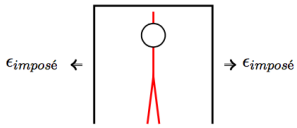
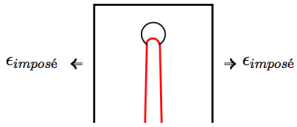
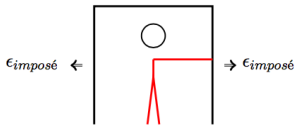
Leur précision pourrait être remise en cause avec l'apparition de nouvelles structures, telles que les stratifiés avec des intercouches. Ces composites possèdent une interphase fonctionnelle (appelée intercouche) entre les plis qui est renforcée par des particules thermoplastiques, améliorant ainsi la résistance au délaminage ([3]). Les mécanismes d'endommagement peuvent différer de ceux des composites stratifiés classiques . De nombreux articles étudient ces stratifiés avec intercouches pour des sollicitations hors-plan ([15]), des propagations en mode I ([16]) et II ([1,2]). Ils montrent que la ténacité intra-laminaire est améliorée, à condition que l'intercouche possède une bonne adhésion avec les plis adjacents. Il existe cependant peu d'études traitant de la propagation d'une fissure transverse lors de sollicitations planes. Une analyse numérique est rapidement réalisée dans ([7]), montrant le ralentissement d'une fissure par une particule. Expérimentalement, ([17]) étudie un composite T800H/3900-2 $[0/90_m]_s$ possédant des particules polyamides dans l'intercouche. Contrairement aux stratifiés classiques, les fissures transverses ne génèrent pas systématiquement du micro-délaminage en leur pointe. Elles peuvent continuer à se propager dans les plis supérieurs et leur chemin de propagation peut être perturbé par les particules. L'analyse précise de la cinétique de propagation des fissures transverses est indispensable car cet endommagement est l'intermédiaire entre les décohésions fibres matrice et le délaminage qui conduit à la ruine du composite. L'interaction entre une fissure et des particules a été très étudiée dans le cas d'enrichissement de résine époxyde, à la fois analytiquement ([18,19]), numériquement ([20,21]) et expérimentalement ([22,8]). Néanmoins, à notre connaissance, l'impact des particules lors de la propagation d'une fissure transverse dans l'intercouche d'un stratifié n'a pas été étudié complètement.

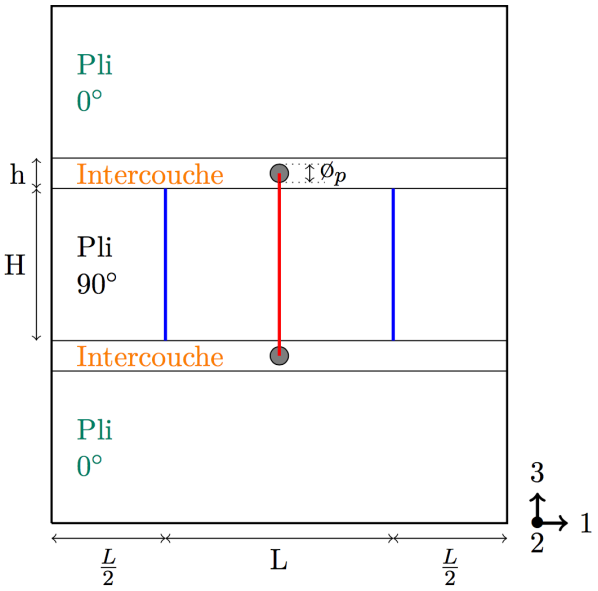
Dans une étude précédente ([23]), nous avons analysé le délaminage entre des plis 0° et 90° d'une structure $[0/90_m]_s$ à l'aide d'une méthode d'homogénéisation appelée pont micro-méso développée au LMT ([11]). Dans l'article présent, la propagation locale de la fissure transverse dans l'intercouche est étudiée numériquement. Un Volume Elémentaire Représentatif (VER) est utilisé et les particules ont une cohésion parfaite avec la matrice environnante. La deuxième section présente les conditions de simulation 2D avec la méthode des éléments finis ainsi que les propriétés du matériau et les caractéristiques géométriques. L'analyse de la propagation repose sur le calcul du facteur d'intensité de contrainte (K_I) et du taux de restitution d'énergie (G_I). La section trois présente les résultats et détaille les scénarios possibles de la littérature (voir Tab. 1) selon les valeurs critiques de K_I et G_I. L'effet du diamètre et du module d'Young des particules est discuté. Dans la dernière section, l'estimation du gain en ténacité est abordée ([24]).

2. Paramètres d l'étude

Les simulations sont faites à l'aide d'Abaqus en 2D sur un Volume Elémentaire Représentatif (VER) représentant deux plis externes à 0° et un pli à 90° (voir Fig. 1). Les plis sont homogénéisés et ont une épaisseur H=152µm. Ils sont séparés par une intercouche d'épaisseur H=35µm, composée d'une matrice époxyde et d'une particule sphérique. La longueur L=190µm du VER dans la direction de traction 1 a été choisie pour représenter une densité de fissuration proche de la saturation ($\boldsymbol{\rho = \frac{H}{L} \approx 0.8}$). Une déformation en traction de 1% est imposée sur le VER et est gardée constante lors de la propagation de la fissure incrément par incrément. La fissure (en rouge sur la Fig. 1), est représentée par l'outil « SEAM-Tool » d'Abaqus. Elle est forcée de se propager à travers la particule. L'analyse est faite en condition de chargement quasi-statique. A chaque incrément de longueur de fissure, les valeurs du facteur d'intensité de contrainte K_I et du taux de restitution d'énergie G_I sont calculées par l'intégrale de Rice. La taille du maillage (éléments CPE4R de déformation plane) est choisie pour obtenir une valeur de K_I convergée. Tous les constituants du stratifié ont un comportement élastique. Pour les particules faites de résine thermoplastique, cette hypothèse est justifiée par les courbes de comportement en traction contrainte/déformation de la littérature ([25]) qui montrent une déformation plastique d'environ 5%. La déformation imposée au VER étant inférieure, l'hypothèse d'un comportement élastique est réaliste.

Tableau 1 : *Scénarios de propagation d'une fissure transverse avec un chargement de déformation imposée.*

Cas de propagation	Explications
Cas I 	**Effet osbtacle** • $E_p > E_m$ • Interface forte • Contraintes de compression résiduelles dans la matrice ⇒ [5,7]
Cas II 	**Décohésion** • $E_p \leq E_m$ • Faible interface particule/matrice • Critère en contraintes [6]
Cas III 	**Rupture particule** • Elongations à rupture particule et matrice identiques • Interface forte • Particule élastique fragile
Cas IV 	**Pontage** • $E_p \leq E_m$, interface forte • Particule plastique • Conditions sur l'élongation à rupture ⇒ [26]
Cas V 	**Emoussement** • $E_p \leq E_m$, interface forte • Particule plastique • Conditions sur l'élongation à rupture
Cas VI 	**Micro-délaminage anticipé** • Interface pli/intercouche faible



		Caractéristiques	Propriétés (Gpa, µm)
Matériau	Pli 0°	Orthotrope	$E_1 = 172$ $E_2 = E_3 = 9,7$
	Pli 90°	Isotrope	$E_1 = E_3 = 9,7$ $E_2 = 172$
	Matrice	Elastique Isotrope	$E_m = 3,76$
	Particule	Isotrope	$E_p = [1; 3,76; 10]$
Géométrie	H		152
	h		35
	L		380 ($\rho = 0,4$) 190 ($\rho = 0,8$)
	$\varnothing_p$		10 - 20

Fig. 1 : Présentation de la géométrie et des propriétés des constituants

3. Résultats

a. Effets du diamètre et du module d'Young

Les effets du module d'Young et du diamètre de la particule sur les valeurs de K_I et G_I sont étudiés. La particule a un diamètre de 1 et 20µm et un module d'Young de 1 et 10 GPa. Ces valeurs ont été choisies pour représenter les cas extrêmes de particules plus souples ou plus rigides que la matrice. Ces différents cas sont étudiés sur la Fig. 2 où sont tracés K_I et G_I en fonction de la longueur de la fissure. Les courbes en traits pleins correspondent à un module d'Young de 1GPa et en pointillés pour 10GPa. Chaque couleur représente un diamètre différent.

La courbe en noir correspond au cas de référence sans particule. Dans ce cas, la variation des valeurs de K_I et G_I est faible lorsque la longueur de fissure augmente, ce qui montre la stabilité de la propagation. Ceci est explicable par le fait qu'une déformation est imposée et par la proximité des plis plus rigides à 0°. En présence d'une particule, les courbes sont modifiées. Pour une particule plus molle que la matrice, il y a une légère augmentation de K_I avant la particule. Quand la fissure atteint la particule, la faible valeur de K_I empêche sa propagation : plus d'énergie est nécessaire pour traverser la particule. A l'inverse, une particule rigide fait obstacle à la fissure, ce qui se traduit par la diminution de K_I avant la particule. Ceci s'explique par la diminution locale de la contrainte (et l'augmentation pour une particule molle). En dehors de la particule, les courbes se regroupent, montrant ainsi l'effet local de la particule. Ces résultats sont en cohérence avec ceux obtenus dans [5] pour une résine dans un milieu infini.

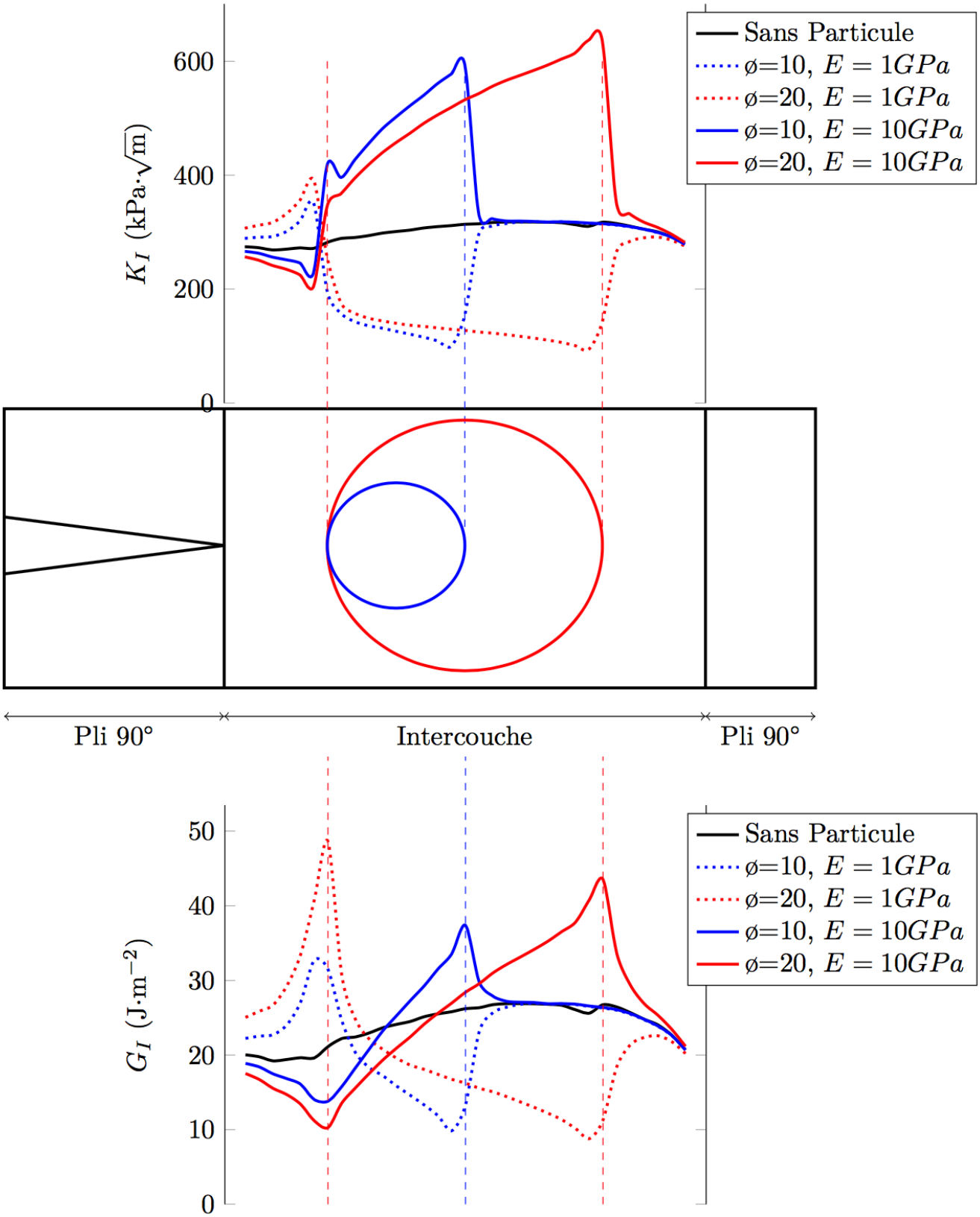


Fig. 2 : Evolution de K_I et G_I en fonction de la longueur de la fissure

b. Mécanisme de propagation

Les courbes de la Fig. 2 ont besoin d'être comparées à la valeur critique K_{Ic} du facteur d'intensité de contrainte. La comparaison est faite pour une particule molle de diamètre 15µm. Des valeurs classiques de K_{Ic} sont choisies pour une résine thermodurcissable (matrice) et thermoplastique (particule). Dans la littérature, ces valeurs sont variables, ce qui peut amener différentes conclusions sur les mécanismes. Pour la matrice, nous choisissons $K_{1_c}^m = 400kPa\sqrt{m}$ et pour la particule $K_{1_c}^p = 1000kPa\sqrt{m}$. Sur la Fig. 3 sont tracées les évolutions de K_I en fonction de la longueur de la fissure pour une déformation imposée croissante (ε=1% à gauche et 1.1% à droite). Les traits noirs correspondent au cas sans particule et les rouges indiquent les valeurs des K_{Ic}. Le point A représente la pointe de fissure sans particule et le point B en présence de la particule. Jusqu'à une déformation de 1%, $K_I < K_{Icm}$. Ensuite, pour ε=1.1%, la fissure ne peut pas se propager dans la particule à cause de la diminution de K_I et de la valeur élevée de K_{Ic}^p.

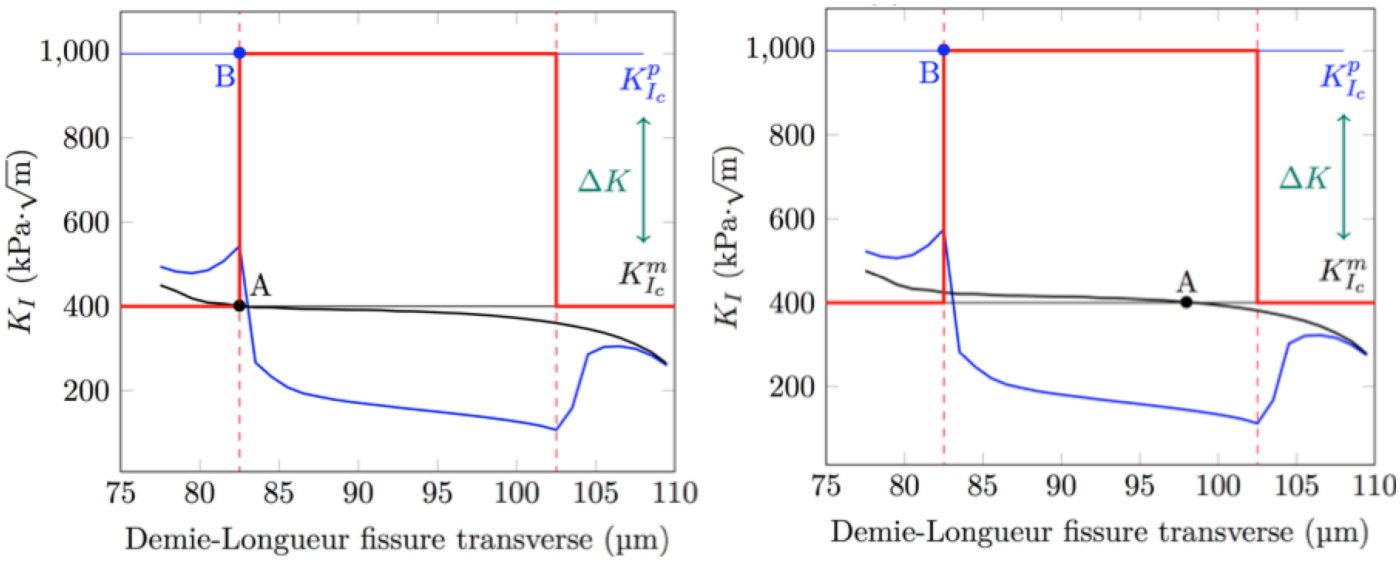
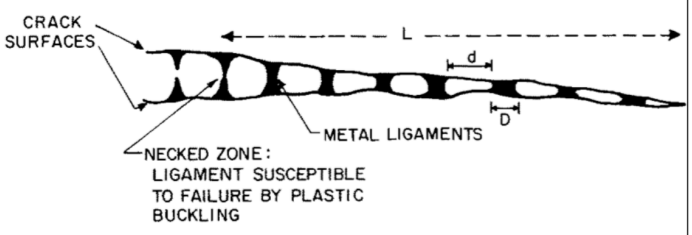


Fig. 3 : Comparaison de K_I par rapport à K_{Ic} pour deux déformations de VER (1% à gauche et 1.1% à droite)

Pour distinguer quel mécanisme de propagation se produit, entre les cas IV et V de la Fig. 1, il est nécessaire de considérer les valeurs critiques de déformation à rupture de la matrice (ε_c^m) et de la particule (ε_c^p). Dans la situation de la Fig. 3 (à gauche), la pointe de fissure est située à la frontière de la particule. Quand la déformation du VER augmente, la valeur de K_I augmente. Le mécanisme d'émoussement se produit si la valeur de K_I au point A reste inférieure à $K_{I_c}^p$. Si la ténacité de la particule est suffisamment élevée, cette condition sera vérifiée avant la rupture de la matrice ($\varepsilon_{VER} < \varepsilon_c^m$). Ensuite, quand la déformation du VER atteint $\varepsilon_c^m < \varepsilon_c^p$, la matrice va se fissurer tandis que la particule continuera de se déformer. Il s'agit du cas de pontage.

c. Estimation du gain en ténacité

Nous avons donc vu que le mécanisme de pontage suivait celui de l'émoussement de la particule. En utilisant l'analyse de ce mécanisme faite dans ([24]) dans le cas d'une intercouche, l'accroissement de la ténacité peut être estimé grâce à la formule présentée sur la Fig. 4. Les inclusions ont un diamètre D et sont espacées d'une distance d. Etant ductiles elles se déforment plastiquement lorsque la fissure s'ouvre. La distance pontée par les particules non rompues,est notée L. La formule est cohérente avec l'intuition: lorsque la taille du ligament ou la limite élastique (σ_y) des inclusions augmente, la ténacité globale est accrue. Ceci est aussi vrai en diminuant le rapport d/D (donc pour des grosses inclusions rapprochées).



$$K_c = K_0 + \frac{\sigma_y}{(1+\frac{d}{D})^2}\sqrt{\frac{\pi L}{2}}$$

K_0	Ténacité du matériau dans lequel se propage la fissure (résine, MPa·$\sqrt{m}$)
σ_y	Contrainte élastique (MPa)
d	Distance entre inclusions (µm)
D	Diamètre des inclusions (µm)
L	Longueur de la zone pontée

Fig. 4 : Mécanisme de pontage d'une fissure par des particules ductiles (selon [24])

Pour une intercouche d'épaisseur L = 35µm, l'équation permet d'estimer l'augmentation de ténacité. Sur la Fig. 5, on considère plusieurs longueurs de zone pontée l_p. En espaçant régulièrement N particules de diamètre l_p /N, l'influence du nombre de N particules est évaluée. Logiquement, plus la longueur pontée est grande, plus la ténacité est accrue. Pour une même longueur, passer de 2 à 5 particules augmente cette ténacité. Cette valeur peut ensuite être considérée comme indépendante du nombre de particules. Ainsi, dans les intercouches de notre matériau, il est optimal d'avoir 5 particules de diamètre 7µm. Ce cas parfait permet une augmentation de K_c de $500kPa\sqrt{m}$. Un cas plus réaliste de 5 particules de diamètre 6µm permet un gain d'environ $300kPa\sqrt{m}$.

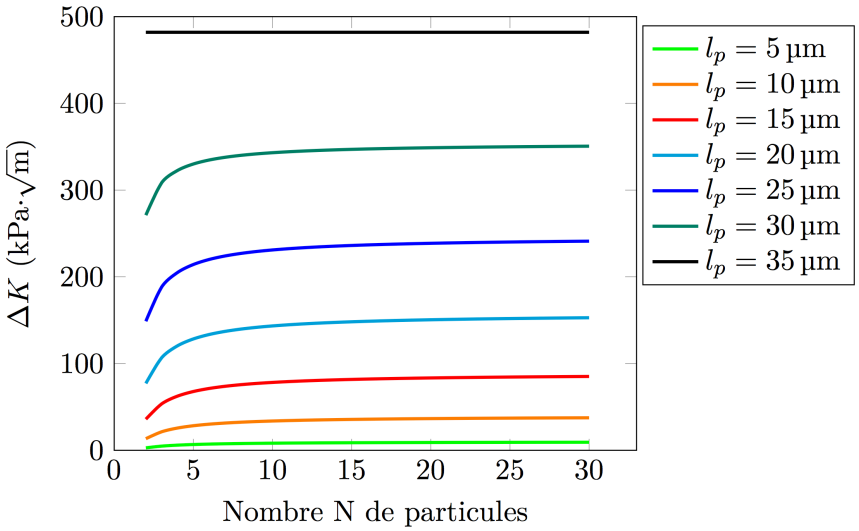


Fig. 5 : Gain en ténacité en fonction du nombre de particules et de leur diamètre

4. Conclusion

Afin de caractériser la propagation d'une fissure transverse dans une intercouche renforcée avec une particule, des simulations numériques ont été réalisées sur un VER composé d'un pli interne à 90° et de deux plis externes à 0°. Ce VER est soumis à une déformation imposée en traction uni-axiale. La particule était définie par son diamètre et son module d'Young. Le facteur d'intensité de contrainte K_I et le taux de restitution d'énergie G_I en pointe de fissure, dont la longueur variait, ont été calculés. Les évolutions de K_I et G_I en fonction de cette longueur sont cohérentes avec les résultats de la littérature dans le cas d'un milieu infini. Elles mettent en évidence le phénomène de déviation d'une particule rigide et de ralentissement de la fissure pour une particule plus molle que la matrice. Pour mettre l'accent sur l'effet positif d'une particule molle, les valeurs de K_I ont été comparées à $K_{Ic.}$ La forte ténacité de la particule associée à la diminution locale de K_I justifie le ralentissement de la fissure. Selon les propriétés de la particule (diamètre et module d'Young), la comparaison des courbes aux valeurs réalistes de K_{Ic} et l'utilisation des déformations critiques permettent d'expliquer les deux mécanismes d'émoussement de la fissure et de pontage. Le premier se produit jusqu'à ce que la déformation de la matrice excède sa valeur critique, permettant ainsi la fissure de continuer à se propager tandis que les particules se déformeront, créant ainsi le mécanisme de pontage. L'utilisation d'une formule de la littérature permet d'estimer le nombre idéal de particule et leur taille. Dans un cas quasi-idéal, une augmentation de la ténacité supérieure à $300kPa\sqrt{m}$ peut être espérée.

Références

[1] F. Gao, G. Jiao, Z. Lu and R. Ning. « Mode II Delamination and Damage Resistance of Carbon/Epoxy Composite Laminates Interleaved with Thermoplastic Particle ». *Journal of Composite Materials 2007 41:111*

[2] M.R. Groleau, Y.-B. Shi, A.F. Yee, J.L. Bertram, H.J. Sue and P.C. Yang. « Mode II fracture of composites interlayered with nylon particles ». *Composites science and technology 56.11 (1996):1223-1240.*

[3] N. Sela, N.and O. Ishai. « Interlaminar fracture toughness and toughening of laminated composite materials: a review ». *Composites, 1989, vol. 20, no 5, p. 423-435.*

[4] C. Atkinson. « The interaction between a crack and an inclusion ». *International Journal of ENgineering Science, 10 : 127-136*

[5] R. Li and A. Chudnovsky. « Variation of the energy release rate as a crack approaches and passes through an elastic inclusion ». *International journal of fracture, 1993, vol. 59, no 4, p. R69-R74.*

[6] S. Pompidou and J. Lamon. « Analysis of crack deviation in ceramic matrix composites and multilayers based on the Cook and Gordon mechanism ». *Composites science and technology, 2007,vol. 67, no 10, p. 2052-2060.*

[7] D. Stevanovic, S. Kalyanasundaram, A. Lowe, and P.Y. Jar. « FEA of crack particle interactions during delamination in interlayer toughened polymer composites ». *Engineering fracture mechanics, 2005, vol. 72, no 11, p. 1738-1769.*

[8] T.M. Mower and S.A. Argon. « Experimental investigations of crack trapping in brittle heterogeneous solids ». *Mechanics of Materials, 1995, vol. 19, no 4, p. 343-364.*

[9] Camanho, P. P., Dávila, C. G., Pinho, S. T., Iannucci, L. et Robinson, P. (2006). Prediction of in situ strengths and matrix cracking in composites under transverse tension and in-plane shear. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 37(2):165–176.

[10] Nairn, J. (2000). Matrix microcracking in composites. *Polymer matrix composites*, 2:403–432.

[11] Ladevèze, P., Lubineau, G. et Marsal, D. (2006). Towards a bridge between the micro-and mesomechanics of delamination for laminated compo- sites. *Composites Science and Technology*, 66(6):698–712.

[12] Ladevèze, P., Allix, O. et Daudeville, L. (1991). Mesomo- deling of damage for laminate composites : Application to delamination. *In Inelastic deformation of composite materials*, pages 607–622. Springer.

[13] Allix, O., Lévêque, D. et Perret, L. (1998). Identification and forecast of delamination in composite laminates by an interlaminar interface model. *Composites Science and Technology*, 58(5):671–678.

[14] Kim, T., Kim, H. et Im, S. (1991). Delamination crack originating from transverse cracking in cross-ply composite laminates under extension. *International Journal of Solids and Structures*, 27(15):1925–1941.

[15] Sohn, M., Hu, X., Kim, J. K. et Walker, L. (2000). Impact da- mage characterisation of carbon fibre/epoxy composites with multi-layer reinforcement. *Composites Part B : Engineering*, 31(8):681–691.

[16] Matsuda, S., Hojo, M., Ochiai, S., Murakami, A., Akimoto, H. et Ando, M. (1999). Effect of ionomer thickness on mode I interlaminar fracture toughness for ionomer toughened CFRP. *Composites Part A : Applied Science and Manufacturing*, 30(11):1311–1319.

[17] Ogihara, S., Takeda, N. et Kobayashi, A. (1997). Experi- mental characterization of microscopic failure process under quasi-static tension in in- terleaved and toughness-improved CFRP cross-ply laminates. *Composites science and technology*, 57(3):267–275.

[18] Tamate, O. (1968). The effect of a circular inclusion on the stresses around a line crack in a sheet under tension. *International Journal of Fracture Mechanics*, 4(3):257–266.

[19] Atkinson, C. (1972). The interaction between a crack and an inclusion. *International Journal of Engineering Science*, 10:127– 136.

[20] Kassam, Z. H., Zhang, R. J. et Wang, Z. (1995). Finite element simulation to investigate interaction between crack and particulate reinforcements in metal-matrix composites. *Materials Science and Engineering : A*, 203(1-2):286–299.

[21] Ponnusami, S. A., Turteltaub, S. et van der Zwaag, S. (2015). Cohesive-zone modelling of crack nucleation and propagation in particulate composites. *Engineering Fracture Mechanics*, 149:170–190.

[22] Faber, K. et Evans, A. (1983). Crack deflection processes–II. Experiment. *Acta Metallurgica*, 31:577–584.

[23] Priasso, V., Lamon, J., Ladevèze, P., Ha-Minh, C., and Petiot, C. Modélisation de l'endommage- ment de l'interfleaf des composites stratifiés. In *Proceeding of the Conférence Internationale de Géotechnique, d'Ouvrages et Structures (CIGOS)* (ENS-Cachan (France), May 2015).

[24] Evans, A. (1980). Fatigue in ceramics. *International Journal of Fracture*, 16(6):485–498.

[25] Mouhmid, B., Imad, A., Benseddiq, N., Benmedakhène, S. et Maazouz, A. (2006). A study of the mechanical behaviour of a glass fibre reinforced polyamide 6, 6 : Experimental investigation. *Polymer Testing*, 25(4):544–552.

[26] Mataga, P. A. (1989). Deformation of crack-bridging ductile reinforce- ments in toughened brittle materials. *Acta Metallurgica*, 37(12):3349–3359.