
Analyse numérique du comportement de fissure soumise à des contraintes résiduelles dans les composites à matrice métallique

Sara Ramdoun, Boualem Serier, Farida Bouafia,
Hamida Fekirini

LMPM Mechanical Engineering Department, University Sidi Bel Abbes, Algérie
ramdoun-sara@hotmail.com

RÉSUMÉ. De l'élaboration des composites à des températures relativement élevées résultent des contraintes résiduelles fortement localisées dans la fibre et la matrice au voisinage très proche de leur interface. Ces contraintes de cisaillement mettent la fibre en compression et la matrice en tension. L'objectif de ce travail est donc d'étudier, tridimensionnellement par la méthode des éléments finis, l'effet de ces contraintes sur le comportement de fissures initiées dans un composite constitué d'une matrice en aluminium (Al) renforcée par des fibres en alumine (Al₂O₃). Ce comportement est analysé en termes de variation des facteurs d'intensité de contraintes en modes I, II et III. L'effet de la taille de la fissure, de son orientation, de sa localisation, de sa propagation et de sa pénétration a été mis en évidence.

ABSTRACT. From the elaboration of composites at relatively high temperatures, result the residual stresses highly localized in the fiber and the matrix in the nearest vicinity of their interface. These shear stresses put the fiber in compression and the matrix in tension. The objective of this work is to study, three-dimensionally by the finite element method, the effect of these constraints on the behavior of cracks initiated in a composite of a matrix of Al fiber reinforced Al₂O₃. This behavior is analyzed in terms of variation of the stress intensity factor in modes I, II and III. The effect of the size of the crack, its orientation, its localization, its propagation as well as its penetration has been highlighted.

MOTS-CLÉS : matrice, fibre, fissure, contraintes résiduelles, localisation, facteur d'intensité de contraintes, propagation.

KEYWORDS: matrix, fiber, crack, residual stresses, localization, stress intensity factor, propagation.

DOI: 10.3166/rcma.2017.00024 © 2017 Lavoisier

Extended abstract

A three-dimensional numerical model was developed to analyze the effect of the residual stresses induced in the fiber and the matrix, during cooling of its elaboration temperature at ambient temperature, on the fracture behavior of the composite. Added to the constraints of putting into service, these internal stresses can lead to interfacial decohesion (debonding) or damage of the matrix. This study brings in this context and

permits analysis of the behavior of cracks initiated in a metal matrix composite reinforced by unidirectional fiber ceramic.

This analysis is made according to the size of the defect of fissuring, its propagation and its crack orientation. The crack behavior is studied in terms of variation of the stress intensity factors in modes I, II and III. A crack initiated in the matrix parallel to the fiber propagates in that direction, in mixed mode II by shear lips. The tension of residual stresses induced in the matrix is acting, in mode I, as closure stress.

The stress intensity factor in modes I, II and III to crack fronts A and B depends on the intensity of the residual stress field traversed by both these fronts.

A normally oriented crack initiated in the matrix propagating towards the fiber penetrates the reinforcement by shearing of his lips (modes I, II and III). The propagation of a matrix crack in opening mode is totally retarded by the fibers. This crack tends, under the effect of the residual stress of tension, to open in the direction of these constraints, but the crack does not penetrate the fiber.

Independently of the orientation of the crack, the two crack fronts propagate in the matrix submitted to the same level of residual stress of nonhomogeneous thermal origin.

A crack initiated in the metal is propagated to the ceramic reinforcement in modes I, II and III. The predominant method of such a fissure depends on its orientation relative to the interface. Its kinetics of propagation is closely related to the size and intensity of the stress field through which the crack fronts.

1. Introduction

Les matériaux composites présentent généralement une excellente rigidité grâce aux matériaux de renfort. De part cette rigidité, ces matériaux trouvent une large application dans l'industrie et tout particulièrement dans l'aéronautique, aérospatial, maritime, automobile, génie civil, etc. Cependant, au cours de l'élaboration des composites à des températures relativement élevées, des contraintes résiduelles naissent pendant le processus de refroidissement de ces températures à la température ambiante. Elles sont essentiellement dues à l'écart des coefficients de dilatation thermique entre la fibre et la matrice. Un écart trop important fragilise l'adhésion entre ces deux constituants et par conséquent favorise l'amorçage et la propagation de microfissures de fatigue. Le comportement en rupture des composites à matrices métalliques diffère de celui de décohésion interfaciale fibres-matrice. En effet, les microfissures sub-interfaciales de fatigue peuvent s'amorçées dans l'un de ces deux constituants et leur propagation conduit à la ruine du composite. Les fissures interfaciales, responsables du décollement, peuvent être dues soit à un mauvais accrochage mécanique, soit à l'existence de contraintes internes de cisaillement à l'interface renfort-matrice trop importante. Le niveau de ces contraintes et l'énergie d'adhésion fibre-matrice conditionnent le comportement mécanique en rupture des composites. En effet, ajoutées aux contraintes de mise en service, ces contraintes peuvent être fatales pour les composites. L'effet de ces contraintes sur le comportement mécanique des composites a fait l'objet de plusieurs

travaux. Parmi ces travaux, nous pouvons citer les plus récents. Ainsi, Konstantinos *et al.* (2013) ont étudié les effets des contraintes axiales thermiques résiduelles, des chargements cycliques et de la présence d'entailles sur la performance à la traction d'un magnésium-baryum-alumine-silicate-SiC renforcé par des fibres (BMAS) céramique. Chi-Seung *et al.* (2014) ont utilisé le critère d'endommagement de Puck pour analyser l'amorçage de fissures dans la fibre et/ou la matrice et leur propagation. Ces dernières déterminent le mode de rupture prédominant du composite. Ils montrent également que la présence de défauts dans la direction de propagation de la fissure accélère son instabilité. Itou (2007) a analysé le comportement de deux fissures amorcées dans l'époxy, l'une centrale et l'autre latérale dans un matériau composite époxy-aluminium soumis à des efforts de tension. Ce comportement est étudié en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes. Ils montrent que ces fissures se propagent brutalement de l'interface vers l'extérieur. Surendra (2010) a étudié l'effet d'impact, en termes d'endommagement, d'un corps étranger sur une coque cylindrique en composite stratifié (époxy/graphite) en utilisant la méthode incrémentale itérative de Newton-Raphson. L'effet des paramètres du projectile, du stratifié et celui du comportement non linéaire du composite ont été mis en évidence. Fatih et Mete (2014) ont analysé numériquement le comportement, en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes, de fissures interfaciales initiées entre deux plaques composites assemblées par patch. Ils montrent que l'orientation des fibres est un paramètre déterminant du facteur d'intensité de contraintes des fissures interfaciales. Shuqi *et al.* (2005) ont montré que le décollement de l'interface est plus probable lorsque le coefficient de dilatation thermique de la fibre est trop différent de celui de la matrice. Ces auteurs expliquent cette décohésion interfaciale par l'effet d'interaction interface-contraintes de cisaillement, d'origine thermique ajoutée à la charge appliquée. Près de la face supérieure, les deux contraintes de cisaillement sont opposées, tandis qu'à la face inférieure elles sont ajoutées. Ce comportement conduit donc au décollement de l'interface de la face inférieure lorsque le coefficient de dilatation thermique de la fibre est inférieur à celle de la matrice. Liu et Kagawa (2000), Vasiukov *et al.* (2015), Xin et Wen (2015) et John *et al.* (2015) ont, en utilisant des approches différentes, développé des modèles pour la prédiction de l'apparition et de l'évolution de l'endommagement des composites. Leon et Povl (2008), Sellam *et al.* (2013) et Tian *et al.* (2012) ont utilisé la méthode des éléments finis FEM et XFEM pour l'analyse de l'amorçage et de propagation de fissures dans les composites. La méthode des éléments finis a été employée pour l'analyse du comportement de fissures et de l'endommagement ductile de la matrice métallique. Wang *et al.* (2014) ont montré que la méthode XFEM est une technique de modélisation efficace pour l'analyse de l'amorçage et la propagation d'une fissure dans les composites. Ilki et Nahit Kumbasar (2002) ont analysé le comportement mécanique du béton renforcé par des feuilles en composite (polymère/fibre de carbone) et ont montré qu'un tel renforcement permet une nette amélioration de la résistance en compression du béton. Cette étude a conduit au développement de relations empiriques permettant la détermination de cette résistance et de la déformation axiale ultime de la structure. Ainsi, Manizheh *et al.* (2015) ont analysé numériquement par MEF (logiciel ABAQUS) l'endommagement d'un matériau composite verre-polyester. Ces auteurs ont utilisé des critères de Hou, Hashin et la combinaison des critères maximums de contraintes pour l'analyse de l'endommagement de la fibre et les critères de Hou pour celui de la matrice.

Ces auteurs ont mené des tests expérimentaux pour les valider les résultats numériques et ont montré que les contraintes maximales et de celui Hashin conduisent à une meilleure prédiction de l'endommagement. Ce travail rentre dans ce contexte et a pour objectif l'analyse du comportement de fissures initiées dans un composite à matrice métallique renforcée par des fibres unidirectionnelles en céramique. Pour ce faire, un modèle numérique tridimensionnel a été développé pour analyser l'effet des contraintes résiduelles, induites dans les deux constituants lors du refroidissement de la température d'élaboration à la température ambiante, sur l'évolution de l'endommagement des composites. Des travaux récents ont montré que ces contraintes déterminent le comportement mécanique des composites. Ainsi, Safarabadi (2014) a analysé les facteurs responsables de la formation des contraintes résiduelle dans les composites et leurs effets sur les propriétés de la fibre et de matrice. Cet auteur présente, dans cette étude, les méthodes analytiques, numériques et expérimentales pour la prédiction des contraintes résiduelles thermiques. Aghdam et Morsali (2013) ont montré les effets des contraintes résiduelles et de leurs interactions sur le comportement des composites MMC. Cet auteur explique que ces contraintes sont responsables de la chute de leurs caractéristiques mécaniques et de leur performance initiale. L'analyse des contraintes résiduelles sur le comportement à haute température des composites est également mise en évidence dans cette étude.

L'originalité de ce travail réside dans l'analyse de l'effet des contraintes résiduelles, engendrées dans le composite à matrice métallique (aluminium/alumine) lors de son élaboration, sur le comportement mécanique des ces matériaux. L'effet de ces contraintes, ajoutées aux contraintes de mise en service, sur le comportement de fissures amorcées dans la matrice est mis en évidence. L'effet de la localisation de la fissure, de sa taille, de son orientation et de sa propagation a été particulièrement étudié. La fiabilité et la durabilité des matériaux composites sont analysées, dans ce travail, en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes en modes I, II et III.

2. Modélisation par éléments finis

2.1. Validation du modèle

L'utilisation de la résolution numérique par la méthode des éléments finis est la plus adaptée aux problèmes complexes de la mécanique. Elle permet une analyse plus approfondie en tout point de la structure. Elle constitue ici l'outil fondamental pour la résolution du comportement mécanique des matériaux soumis à des sollicitations complexes. C'est pourquoi le code de calcul ABAQUS version 6.11 a été utilisé pour l'analyse du comportement de fissures initiées dans la matrice métallique et soumises à la fois à des contraintes résiduelles ajoutées aux contraintes de mise en service. La structure analysée est tridimensionnelle. Cette dernière est composée d'une matrice en Aluminium pure de forme parallélépipédique comportant deux capillaires le long de son axe principal, dans lequel deux fibres en Al_2O_3 en forme de cylindre sont insérées (figure 1). Cette structure contenant une fissure de taille « a » amorcé dans la matrice comme le montre la figure 1. Du fait de la symétrie géométrique du modèle analysé, seule sa moitié a été modélisée.

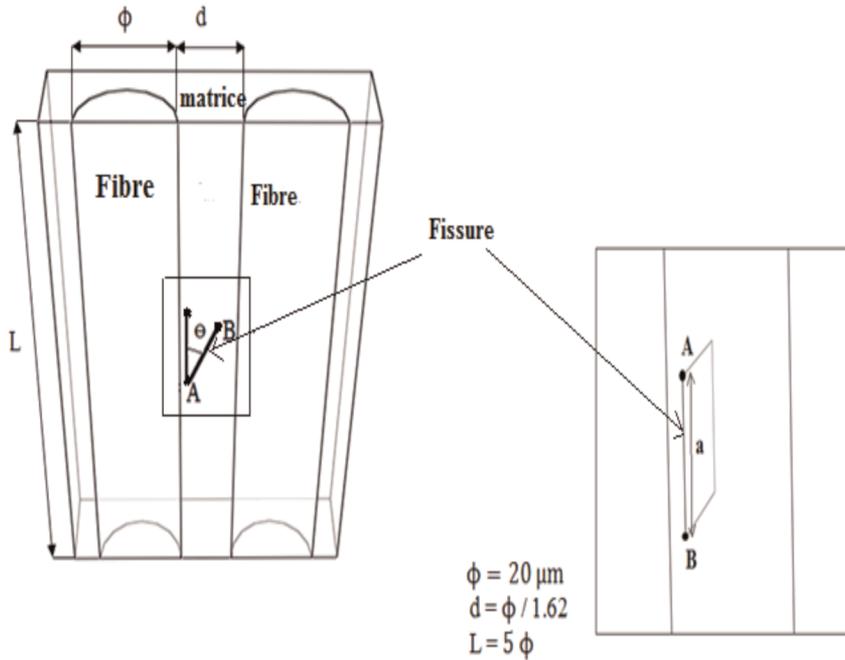


Figure 1. Modèle fissuré analysé

Les conditions aux limites et de symétrie appliquées à la structure analysée sont : $U_Y = U_{RX} = U_{RZ} = 0$ ou (O, Z, X) (Condition de symétrie par rapport à y). Ces conditions dépendent de la symétrie de la géométrie fixée (figure 2). La structure a été maillée par des éléments briques de type C3D20RH (élément à 20 nœuds ; figure 2). Un affinage du maillage en tête de fissure a été réalisé pour la fiabilité des résultats. Les renforts en alumine « Al_2O_3 » sont considérés comme isotropes linéaires élastiques ayant un module d'Young $E_f = 345 \text{ GPa}$, un coefficient de Poisson $\nu = 0.27$ et un coefficient de dilatation thermique $\alpha = 8.8\text{E-}006$. La matrice en aluminium est considérée comme un matériau isotrope élastique linéaire de module de Young $E_m = 67,5 \text{ GPa}$, de coefficient de Poisson $\nu = 0.33$, et de coefficient de dilatation thermique $\alpha = 23,5\text{E-}006$. (voir Serier *et al.*, 2003 et Ramdoum *et al.*, 2015)

Le modèle analysé comporte une fissure centrale initiée dans la matrice.

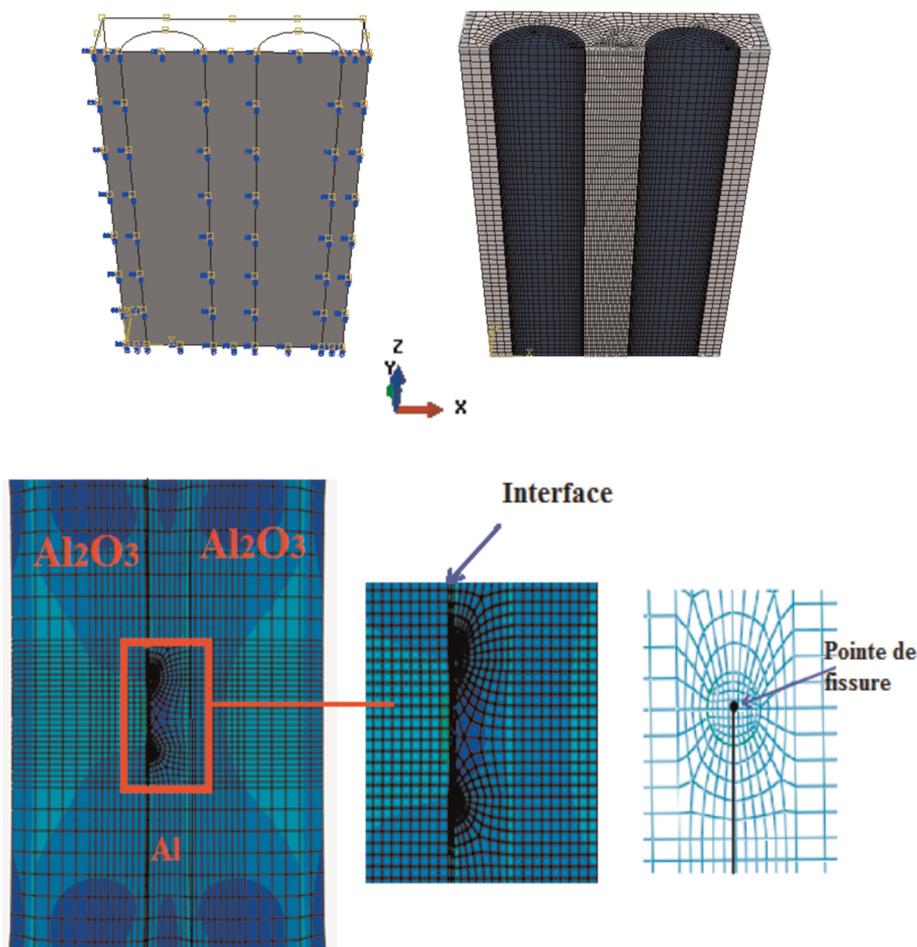


Figure 2. Conditions aux limites et maillage utilisés

3. Résultats et discussion

Les contraintes résiduelles, engendrées lors de la mise en œuvre du matériau composite, pendant le processus de refroidissement de la température d'élaboration à la température ambiante, sont localisées dans la fibre et la matrice au voisinage très proche de leur interface. Ces contraintes apparaissent au cours de ce refroidissement du fait des différences de coefficient de dilatation thermique de ces deux constituants. En effet, de la température de réalisation du composite, la matrice métallique se rétracte beaucoup plus que la fibre céramique, il en résulte des contraintes de cisaillement à l'interface matrice-fibre dues à l'égalisation des déformations élastiques de la matrice et de la fibre :

$$\varepsilon_m = \alpha_m(T_0 - T) \text{ et } \varepsilon_f = \alpha_f(T_0 - T) \quad (1)$$

α_m et α_f sont les coefficients de dilatation thermique de la matrice et de la fibre respectivement.

$(T_0 - T)$ est l'écart de température par rapport à la température de référence.

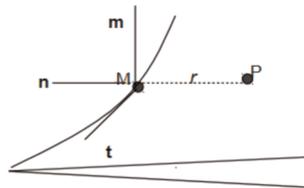
Ces contraintes sont dépendantes non seulement de l'écart entre les coefficients de dilatation thermique de la matrice et de la fibre, de l'écart entre la température à laquelle la déformation thermoélastique disparaît et la température d'élaboration, mais également du module d'élasticité et du coefficient de Poisson des deux constituants :

$$\sigma_R = \frac{(\alpha_m - \alpha_f)(T - T_0)}{\frac{1+\nu_m}{2E_m} + \frac{1+2\nu_f}{E_f}} \quad (2)$$

Ajoutées aux contraintes de mise en service, ces contraintes peuvent conduire à l'endommagement du composite. Ceci constitue donc l'objectif de cette étude. En effet, l'influence de cette combinaison de contraintes sur le comportement mécanique des composites est analysée. Pour ce faire, le comportement d'une fissure amorcée dans la matrice et soumise à cet effet combiné de contraintes est analysé dans ce qui suit. L'influence de la localisation de la fissure, de sa taille, de son orientation et de sa propagation a été particulièrement étudiée. La performance et fiabilité des composites sont analysées ici en termes de variation du facteur d'intensité de contraintes en modes I, II et III.

3.1. Calcul du Facteur d'intensité de contrainte

Geniaut (2012) a décrit une méthode de calcul de K_1 , K_2 et K_3 en 2D (plan et axisymétrique) et 3D par extrapolation des sauts de déplacements sur les lèvres de la fissure. Elle est utilisable à l'aide de la commande, La précision des résultats de la méthode d'extrapolation des sauts de déplacement est nettement améliorée si le maillage est quadratique. Pour une fissure maillée, il est recommandé d'utiliser des éléments dits de « Barsoum » en fond de fissure (éléments dont les nœuds milieux sont situés au quart des arêtes) POST_K1_K2_K3, aussi bien pour une fissure maillée (éléments finis classiques) que pour une fissure non maillée (éléments finis enrichis : méthode X-FEM) avec :



- t, n dans le plan de la fissure en M ;
- t vecteur tangent au fond de fissure en M ;
- n vecteur normal au fond de fissure en M ;
- m vecteur normal au plan de la fissure en M ;
- $[U_m]$ saut de déplacement entre les lèvres de fissure :
 $[U_m] = (U^{\text{lèvre supérieure}} - U^{\text{lèvre inférieure}}) m$;
- $R = ||MP||$ où P est un point du plan normal au fond de fissure en M , situé sur une des lèvres.

$$K_1(M) = \lim_{r \rightarrow 0} \left(\frac{E}{8(1-\nu^2)} [U_m] \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \right) \quad (3)$$

$$K_2(M) = \lim_{r \rightarrow 0} \left(\frac{E}{8(1-\nu^2)} [U_n] \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \right) \quad (4)$$

$$K_3(M) = \lim_{r \rightarrow 0} \left(\frac{E}{8(1-\nu)} [U_t] \sqrt{\frac{2\pi}{r}} \right) \quad (5)$$

3.2. Effet de la taille de la fissure

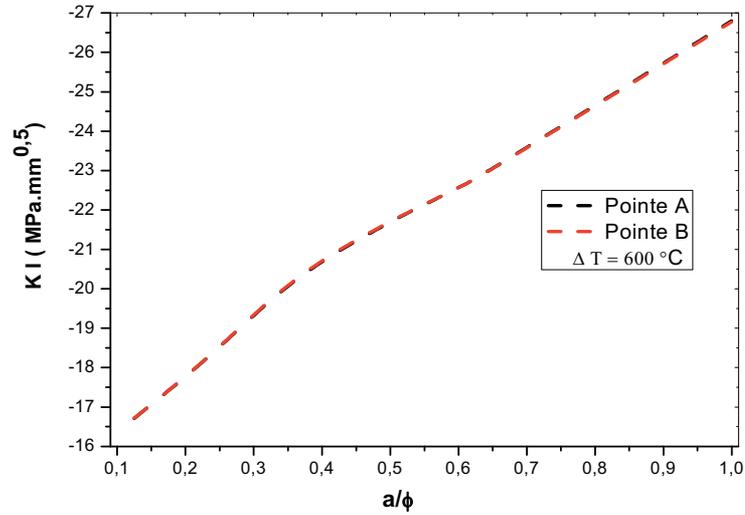
Dans cette partie du travail, l'effet de la taille d'une fissure, amorcée dans la matrice et définie par le rapport a/ϕ (ϕ est le diamètre de la fibre), au voisinage très proche de la fibre, parallèlement à l'axe longitudinal du renfort (figure 1) sur le facteur d'intensité de contraintes est analysé. Les résultats obtenus sont illustrés sur la figure 3a. Cette figure montre, qu'en mode I, une telle fissure stable. Les contraintes résiduelles, induites dans la matrice, agissent en tant que contraintes de fermeture de la fissure. Cette fermeture s'explique par les valeurs négatives de ce paramètre de rupture. Ce comportement est observé quelle que soit la taille du défaut de fissuration. La figure 3a montre clairement que les valeurs du facteur d'intensité de contraintes en pointes, notées 1 et 2, de la fissure sont parfaitement superposées.

Un développement de cette fissure en mode II conduit à un accroissement du facteur d'intensité de contraintes (figure 3b). La cinétique de propagation des deux fronts 1 et 2 de fissuration est pratiquement la même. En effet, il en résulte de ces fronts les mêmes valeurs de ce critère de rupture et ce quelle que soit la taille du défaut de fissuration. Les deux facteurs résultant de ces deux pointes sont parfaitement superposés (figure 3b).

L'effet de la taille de la fissure sur le facteur d'intensité de contraintes en mode III est représenté sur la figure 4. Cette figure montre que la répartition équitable de l'énergie mécanique aux fronts A et B de la fissure est d'autant plus intense que la fissure se propage dans la matrice le long de l'interface.

Les résultats obtenus dans cette partie du travail montrent qu'une fissure, initiée dans la matrice parallèlement à l'interface avec la fibre, se développe, sous l'effet des contraintes résiduelles, par cisaillement de ses lèvres, en modes mixtes II et III. Le mode

(a) Mode I



(b) Mode II

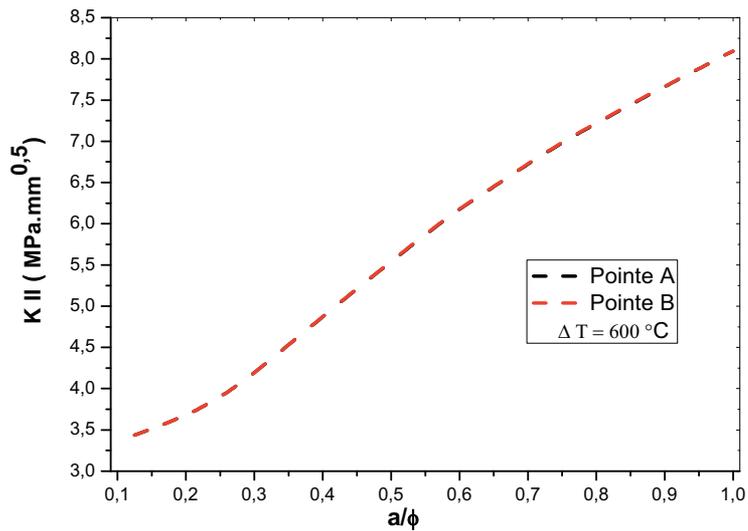


Figure 3. Variation du facteur d'intensité de contraintes en modes I et II en fonction de la croissance de la fissure

III est le mode de propagation prédominant. En ce mode, le facteur d'intensité de contraintes est pratiquement quatre fois plus important que celui résultant du mode II. Autrement dit, les contraintes résiduelles induites dans la matrice favorisent les modes mixtes II et III. L'énergie mécanique est équitablement répartie entre les deux pointes de la fissure.

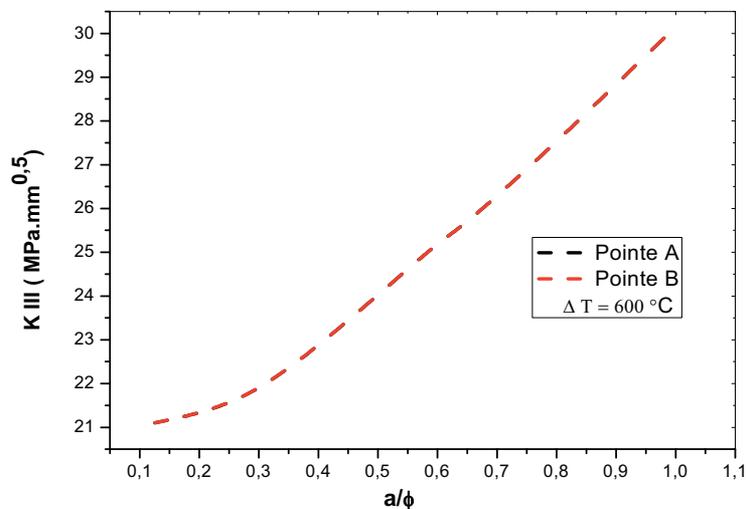


Figure 4. Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode III en fonction de la croissance de la fissure

3.3. Effet de l'orientation de la fissure

La fissure, définie précédemment, est orientée d'un angle noté θ , autour de sa pointe A, vers l'axe perpendiculaire à l'interface (figure 1). L'objectif de cette étude, partie du travail, est d'analyser l'effet d'une telle orientation de la fissure sur ses modes de propagation. C'est-à-dire prédire le mode de propagation prédominant en fonction de l'orientation de la pointe B de la fissure. Les résultats ainsi obtenus sont illustrés sur la figure 5. Cette dernière montre l'effet de l'orientation de la fissure sur le facteur d'intensité de contraintes en pointes A et B en mode d'ouverture (mode I). L'analyse de cette figure montre qu'une telle orientation favorise la propagation de ce défaut en mode I. Cette fissure initialement stable, critère de rupture négatif, devient de plus en plus instable lorsqu'elle tend vers l'axe perpendiculaire à l'interface. Il existe donc une orientation ($\theta = 20^\circ$) au-delà de laquelle le mode I s'amorce. Une orientation plus poussée de cette fissure favorise son développement par ouverture de ses lèvres.

En modes II et III, les facteurs d'intensité de contraintes atteignent leur niveau maximum lorsque la fissure est orientée de 45° (figure 6). Cette orientation délimite deux comportements de la fissure et ce quel que soit le front de fissuration, ce critère de rupture croît avec l'accroissement de l'angle d'inclinaison (pente à la courbe > 0), puis décroît (pente à la courbe < 0) lorsque cette inclinaison s'éloigne de 45° . Nos résultats montrent clairement que d'une telle orientation de fissure résulte sa plus forte instabilité par cisaillement de ses lèvres (modes II et III). Ces modes de propagation se stabilisent au détriment du mode d'ouverture, lorsque la fissure s'oriente perpendiculairement à l'interface fibre-matrice.

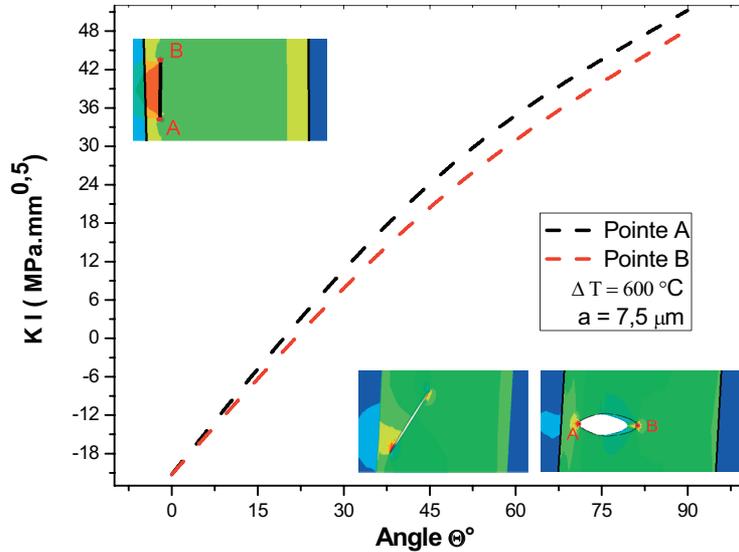


Figure 5. Variation du facteur d'intensité de contraintes en pointes A et B en mode I en fonction de l'orientation de la fissure

Les résultats obtenus dans cette partie de travail montrent nettement que, sous l'effet des contraintes résiduelles d'origine thermique, le comportement d'une fissure, initiée dans la matrice, dépend de son orientation par rapport à l'interface : Une fissure parallèle se propage par cisaillement de ses lèvres en modes II et III, une fissure orientée se développe en modes I, II et III. Le mode prédominant dépend donc de son orientation, faiblement orientée ($\theta < 45^\circ$, $\theta = 0^\circ$) se propage essentiellement en modes II et III (figure 7a), normalement orientée ($\theta = 45^\circ$) se développe en modes I, II et III (figure 7) et fortement orientée ($\theta > 45^\circ$, $\theta = 90^\circ$) préférentiellement en mode d'ouverture. C'est cette dernière orientation qui semble être la plus risquée, étant donné qu'elle favorise le mode de rupture le plus dangereux, le mode d'ouverture (figure 7c). Cette figure illustre que, lors de sa propagation par ouverture, cette fissure a tendance à pénétrer l'interface avec la fibre, l'ouverture de la fissure est plus prononcée que lorsque sa croissance se fait en mode mixte (figure 7b). Cette dernière montre que la propagation d'une fissure normalement orientée vers l'interface modifie le champ des contraintes locales.

3.4. Effet de la propagation de la fissure

3.4.1. Propagation de la matrice vers la fibre

Pour une meilleure illustration de ce comportement des fissures, sur la figure 8 est représentée la variation du facteur d'intensité de contraintes d'une fissure normalement orientée amorcée dans la matrice et se propageant en mode I. Cette figure montre clairement que la fissure est initialement instable lors de sa propagation dans la matrice.

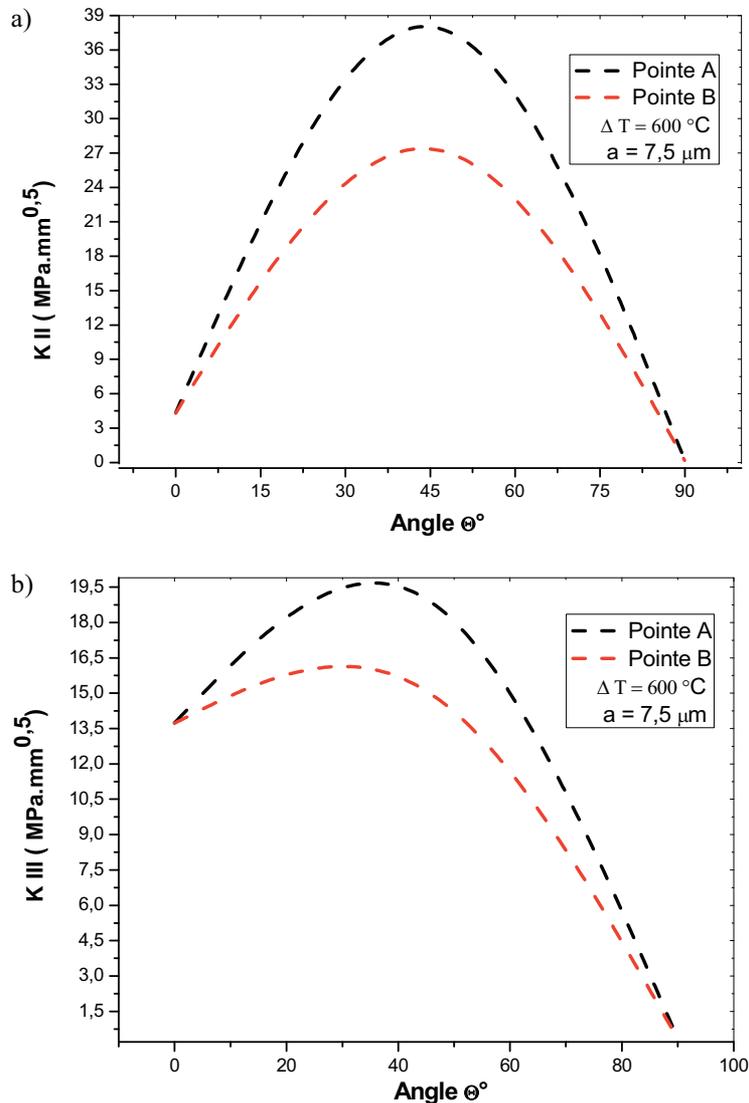


Figure 6. Variation du facteur d'intensité de contraintes en pointes A et B en modes II et III en fonction de l'orientation de la fissure

Les contraintes résiduelles de tension induites dans ce constituant agissent en tant que contraintes d'ouverture des fronts de fissuration. Le développement d'une telle fissure en mode de cisaillement II et III est indiqué sur la figure 9 respectivement. Ces figures montrent qu'une fissure normalement orientée se propage préférentiellement, par cisaillement de ses lèvres (modes II et III). Une telle orientation de la fissure favorise sa propagation par cisaillement. En effet, de cette position résultent les contraintes de cisaillement les plus fortes.

Le comportement d'une fissure fortement orientée se propageant en mode d'ouverture de la matrice vers la fibre est donné par la figure 8. L'analyse de cette figure montre la pénétration de cette fissure, préalablement instable dans la matrice, caractérisée par évolution du facteur d'intensité de contraintes avec l'avancée de ce défaut. Ce défaut a tendance beaucoup plus à s'ouvrir dans la direction des contraintes internes de tension sans pouvoir se propager (figure 7c). Ce sont les contraintes internes engendrées dans l'interface fibre-matrice qui sont responsables de ce comportement.

Cette fissure, en fonction de l'intensité de l'énergie mécanique aux fronts de fissuration et de la résistance de l'interface, peut continuer sa propagation par simple ou

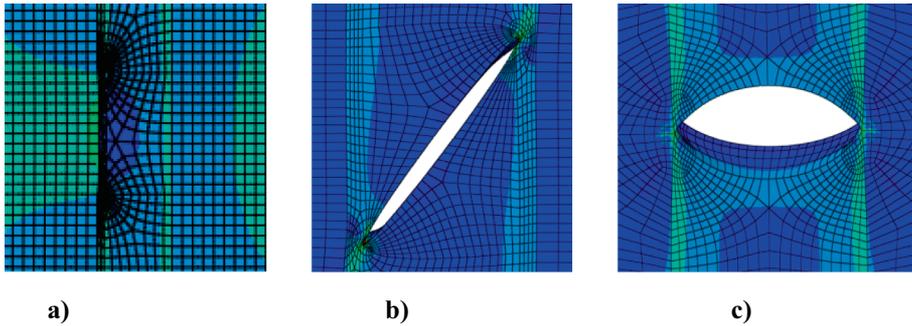


Figure 7. Effet de l'orientation de la fissure sur son comportement en croissance

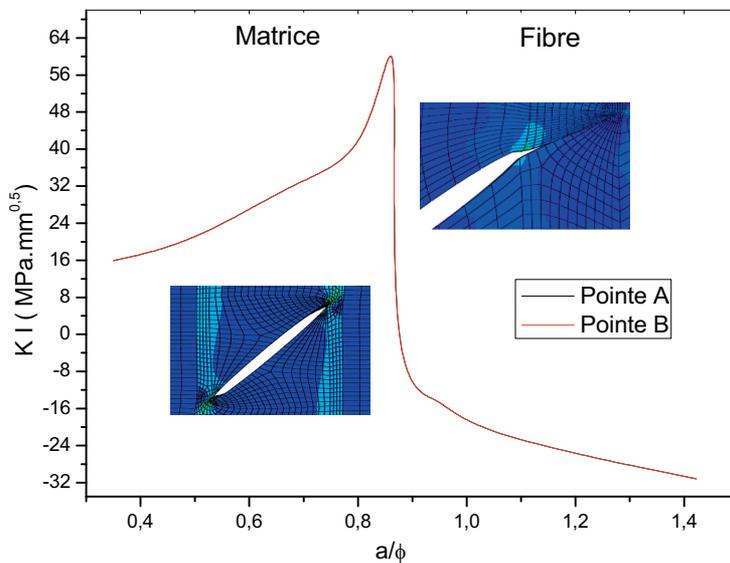


Figure 8. Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I d'une fissure matricielle normalement orientée en fonction de sa propagation, $\theta = 45^\circ$

double déviation vers l'interface conduisant au décollement fibre-matrice ou le niveau des contraintes de cisaillement est le plus important. De par les valeurs négligeables des facteurs d'intensité de contraintes obtenues, la probabilité de croissance de cette fissure en mode de cisaillement est quasiment nulle (figure 9). Pour une meilleure illustration de

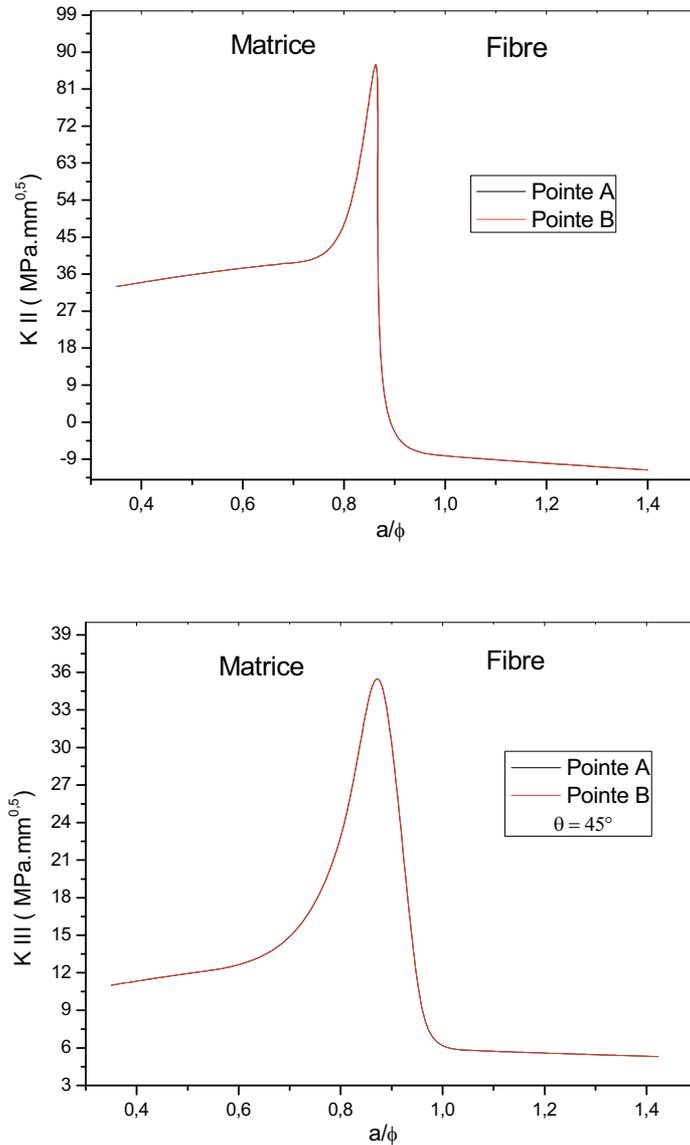


Figure 9. Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II et III d'une fissure matricielle normalement orientée en fonction de sa propagation, $\theta = 45^\circ$

ce comportement, sur la figure 8 est représentée la variation du facteur d'intensité de contraintes d'une fissure normalement orientée amorcée dans la matrice et se propageant en mode I vers la fibre. Cette figure montre clairement que lors de sa pénétration par ouverture dans le renfort, cette fissure, initialement instable dans la matrice, est totalement freinée. Les valeurs négatives de ce facteur en mode I sont caractéristiques d'un tel comportement (freinage). Les contraintes résiduelles de compression induites dans ce constituant agissent en tant que contraintes de fermeture des fronts de fissuration. Le développement d'une telle fissure en mode de glissement II est indiqué sur la figure 9 respectivement montre qu'une fissure normalement orientée se propage préférentiellement, dans le renfort, par cisaillement de ses lèvres (modes II). Une telle orientation de la fissure favorise sa pénétration dans la fibre. Par cisaillement. En effet, de cette position résultent les contraintes de cisaillement les plus fortes. Le comportement d'une fissure fortement orientée se propageant en mode d'ouverture de la matrice vers la fibre est donné par la figure 10. L'analyse de cette figure montre que la pénétration de cette fissure, préalablement instable dans la matrice, caractérisée par évolution du facteur d'intensité de contraintes avec l'avancée de ce défaut, en mode d'ouverture dans la fibre est arrêtée. Les contraintes internes dans ce composant engendrent la fermeture des fronts de fissuration. Ceci montre clairement qu'un tel défaut ne peut pénétrer en mode I le matériau de renfort. Ce défaut a tendance beaucoup plus à s'ouvrir dans la direction des contraintes internes de tension sans pouvoir se propager (figure 7c). Ce sont les contraintes internes engendrées dans les fibres qui sont responsables de ce comportement. Cette fissure, en fonction de l'intensité de l'énergie mécanique aux fronts de fissuration et de la résistance de l'interface, peut continuer sa

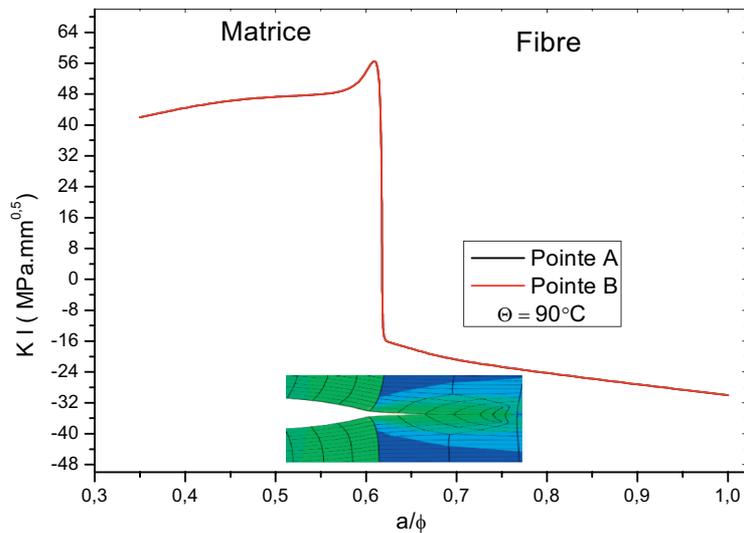


Figure 10. Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode I d'une fissure matricielle préférentiellement orientée en fonction de sa propagation vers la fibre, $\theta = 90^\circ$

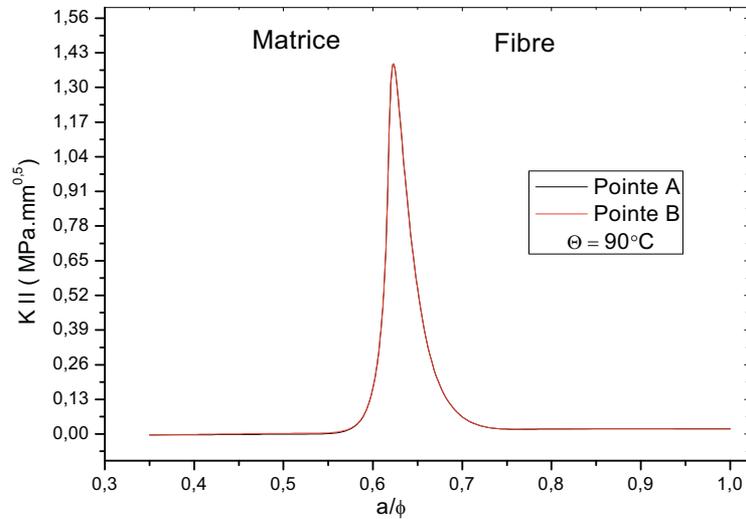


Figure 11. Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode II d'une fissure matricielle préférentiellement orientée en fonction de sa propagation vers la fibre, $\theta = 90^\circ$

propagation par simple ou double déviation vers l'interface conduisant au décollement fibre-matrice ou le niveau des contraintes de cisaillement est le plus important. De par les valeurs négligeables des facteurs d'intensité de contraintes obtenues, la probabilité de croissance de cette fissure en mode de cisaillement est quasiment nulle (figures 11 et 12).

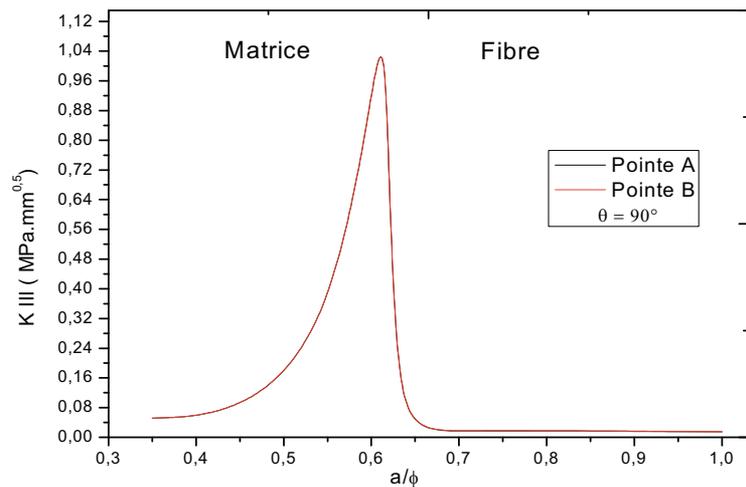


Figure 12. Variation du facteur d'intensité de contraintes en mode III d'une fissure matricielle préférentiellement orientée en fonction de sa propagation vers la fibre, $\theta = 90^\circ$

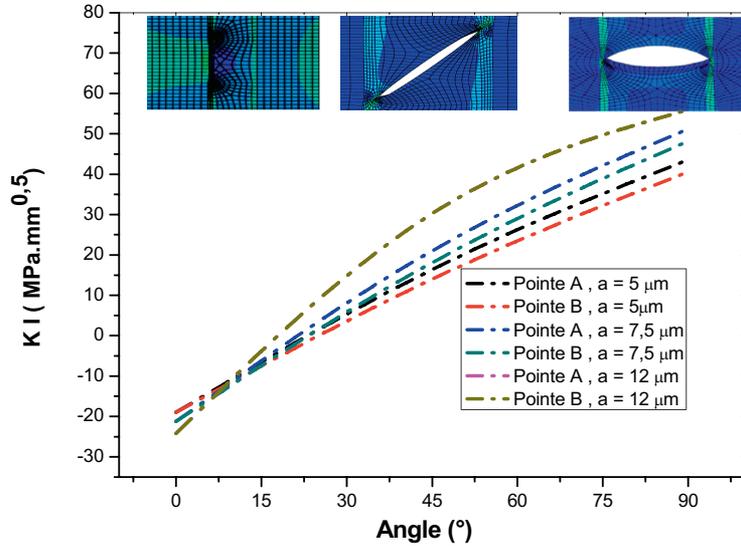


Figure 13. Variation du facteur d'intensité de contrainte en mode I en condition de la propagation de la pointe B d'une fissure et de son orientation

3.4.2. Propagation dans la matrice

Dans ce qui suit, une analyse de la propagation du front B de la fissure, définie précédemment, de la matrice vers l'interface a été menée. Les résultats ainsi obtenus sont représentés sur les figures 13, 14 et 15. Ces dernières montrent la variation du

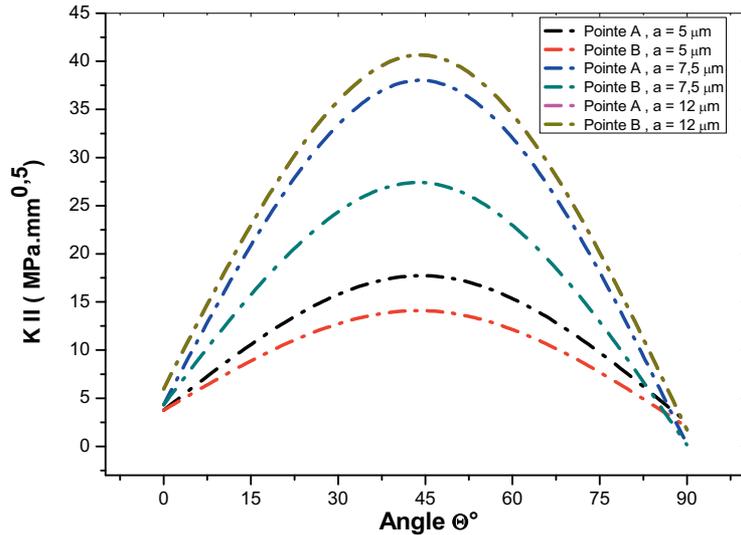


Figure 14. Variation du facteur d'intensité de contrainte en mode II en condition de la propagation de la pointe B d'une fissure et de son orientation

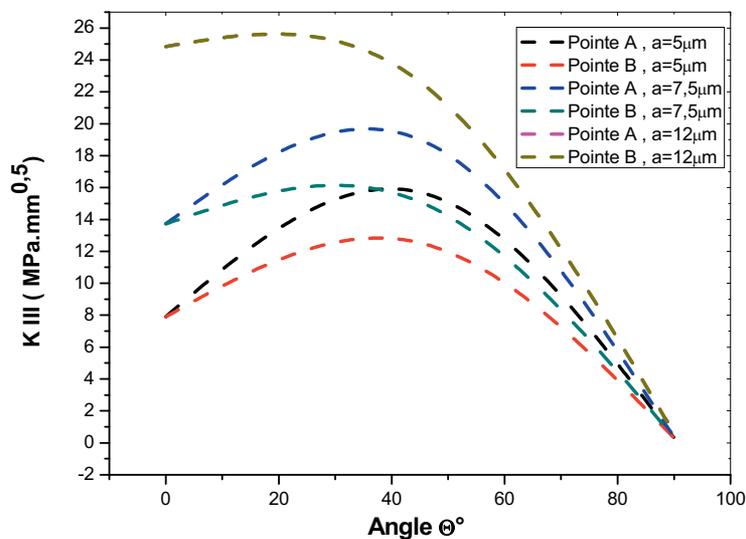


Figure 15. Variation du facteur d'intensité de contrainte en mode III en condition de la propagation de la pointe B d'une fissure et de son orientation

facteur d'intensité de contraintes en modes I, II et III respectivement en fonction de la croissance de la fissure et de son orientation. L'intensification de ces facteurs observée est due non seulement à l'avancée de ce front de fissuration mais également au niveau du champ de contraintes résiduelles. En effet, ce niveau croît continuellement du cœur de la matrice vers l'interface avec la fibre pour atteindre son maximum. La fissure se développe donc dans un tel champ de contraintes non uniforme, ce qui conduit à une intensification progressive de ces critères de rupture en pointe de fissure mobile, et ce quel que soit son mode de croissance. Une tendance de ce front de fissuration vers le renfort conduit à une tendance du facteur d'intensité de contraintes vers celui résultant de la tête de fissure immobile, notée ici A. Ce qui entraîne une superposition de ces paramètres de ruptures résultant de ces deux fronts de fissure. Ceci montre clairement que ces fronts se propagent dans la matrice soumise à un même niveau de contrainte résiduelle d'origine thermique non homogène. Ce comportement est observé quelle que soit l'orientation de la fissure. Nos résultats illustrent que sous l'effet de ces contraintes, induites lors de l'élaboration du composite à matrice métallique, une fissure initiée dans le métal, se propage vers le renfort céramique en modes I, II et III. Le mode de croissance prédominant d'une telle fissure dépend de son orientation par rapport à l'interface. Sa cinétique de propagation est étroitement liée à sa taille et à l'intensité du champ de contraintes traversé par le front de fissuration.

Les résultats obtenus montrent que la présence de contraintes résiduelles favorise le risque de rupture de la matrice. Ce risque est défini ici par la cinétique de propagation de fissure en termes de variation des facteurs d'intensité en modes I, II et III. Ces contraintes pouvant être intensifiées par la présence de défauts, tels que par exemple

l'interface, pores, etc., constituent un risque majeur pour la ruine du composite. Cette dernière est d'autant plus probable que ces contraintes internes d'origine thermique sont ajoutées aux contraintes de mises en service. Ce comportement est en bon accord avec celui résultant d'autres travaux parmi lesquels nous pouvons citer Yi *et al.* (2015) dans une analyse par éléments finis ont montré que la présence de carbure dans les composites C/C conduit à une augmentation significative des contraintes résiduelles dans le PyC près du carbure, ce qui explique que ce composé (carbure) pourrait modifier la répartition et le niveau de ces contraintes dans ces composites. Gasparyan (2006) et Greisel *et al.* (2014) ont développé des méthodes statistiques et de dilatation thermique cycliques pour l'évaluation des contraintes résiduelles dans les composites à matrice aluminium renforcée par des fibres de bore et dans les composites thermoplastiques renforcés de fibres de carbone unidirectionnelle respectivement. Dans ce dernier cas, ils montrent que la réduction du niveau de ces contraintes entraîne un changement du comportement de la rupture fragile à celle quasi-ductile.

4. Conclusion

Les résultats obtenus dans cette étude permettent de conclure :

- qu'une fissure amorcée dans la matrice parallèlement à la fibre se propage, dans cette direction, en modes mixtes II et III par cisaillement de ses lèvres. Les contraintes résiduelles de tension, induites dans la matrice, agissent, en mode I, en tant que contraintes de fermeture ;
- que le mode d'instabilité d'une fissure initiée dans la matrice est étroitement lié à son orientation par rapport à l'axe principal de la fibre. Une fissure très faiblement orientée se propage, sous l'effet des contraintes résiduelles, essentiellement en modes mixtes I, II et III, une fissure normalement orientée en modes I, II et III est une fissure très favorablement orientée par rapport à la préférentielle du champ des contraintes résiduelles en mode I pur ;
- que le facteur d'intensité de contraintes en modes I, II et III aux fronts de fissure A et B dépend de l'intensité du champ des contraintes résiduelles traversé par ces deux fronts ;
- qu'une fissure normalement orientée initiée dans la matrice se propageant vers la fibre pénètre le renfort par cisaillement de ses lèvres (modes I, II et III). La propagation d'une fissure matricielle en mode d'ouverture est totalement freinée par les fibres. Cette fissure a tendance, sous l'effet des contraintes résiduelles de tension, à s'ouvrir dans la direction de ces contraintes, mais ne pénètre pas la fibre ;
- qu'indépendamment de l'orientation de la fissure, les deux fronts de fissuration se propagent dans la matrice soumise à un même niveau de contrainte résiduelle d'origine thermique non homogène ;
- qu'une fissure initiée dans le métal, se propage vers le renfort céramique en modes I, II et III. Le mode prédominant d'une telle fissure dépend de son orientation par rapport à l'interface. Sa cinétique de propagation est étroitement liée à sa taille et à l'intensité du champ de contraintes traversé par les fronts de fissuration.

Bibliographie

- Abaqus Hibbit. (2017). *User's manual, 6.5*. Karlsson & Sorensen Inc.
- Aghdam M.M., Morsali S.R. (2013). Understanding residual stresses in metal matrix composites. *Residual stresses in composite materials*, p. 233-255.
- Chi-Seung L., Jeong-Hyeon K., Seul-Kee K., Dong-Man R., Jae-Myung L. (2014). Initial and progressive failure analyses for composite laminates using Puck failure criterion and damage-coupled finite element method. *Journal of Composite Structures*, vol. 121, p. 406-419.
- Fatih C., Mete O.K. (2014). Numerical analysis of interface crack problem in composite plates jointed with composite patch. *An International Journal of Steel and Composite Structures*, vol. 16, n° 2.
- Gasparyan S. (2006). Determination of residual stresses in metallic composites. *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 178, n°1-3, p. 14-18.
- Geniaut S. (2012). *Calcul des facteurs d'intensité des contraintes*. http://www.codeaster.org/doc/v12/fr/man_r/r7/r7.02.08.pdf.
- Greisel M., Jäger J., Moosburger-Will J., Sause M.G.R., Mueller W.M., S.H. (2014). Influence of residual thermal stress in carbon fiber-reinforced thermoplastic composites on interfacial fracture toughness evaluated by cyclic single-fiber push-out tests. *Journal of Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 66, p. 117-127.
- Ilki, Nahit Kumbasar. (2002). Behavior of damaged and undamaged concrete strengthened by carbon fiber composite sheets. *An International Journal of Structural Engineering and Mechanics*, vol. 13, n°1.
- Itou S. (2007). Stress intensity factors for an interface crack between an epoxy and aluminium composite plate. *An International of Journal Structural Engineering and Mechanics*, vol. 26, n°1.
- John M., Marina S., Martin L., Zouheir F. (2015). Modeling fatigue damage evolution in polymer matrix composite structures and validation using in-situ digital image correlation. *Journal of Composite Structures*, vol. 125, p. 354-361.
- Konstantinos G.D., Dimitris G.A., Evangelos Z.K., Konstantinos G.D., Dimitris G.A., Evangelos Z.K. (2013). Cyclic loading of a SiC-fiber reinforced ceramic matrix composite reveals damage mechanisms and thermal residual stress state. *Journal of Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 44, p. 105-113.
- Leon M.Jr., Povl B. (2008). Three-dimensional numerical modeling of damage initiation in unidirectional fiber-reinforced composites with ductile matrix. *Journal of Materials Science and Engineering: A*, vol. 498, n°1-2, 20, p. 81-86.
- Liu Y.F., Kagawa Y. (2000). *Journal of Composites Science and Technology*, vol. 60, n°2, p. 67-171.
- Manizheh A., Mohammad R.F., Mehdi N., Elham S. (2015). A study on different failure criteria to predict damage in glass/polyester composite beams under low velocity impact. *An International Journal of Steel and Composite Structures*, vol. 18, n°5.

- Ramdoum S., Serier B., Fekirini H., Bouafia F. (2015). Numerical analysis of the effect of residual stresses on the behavior of cracks in a metal matrix composite. *9th International Conference on Advanced Computational Engineering and Experimenting*, June, 2015, Munich, Germany.
- Safarabadi M. (2014). Understanding residual stresses in polymer matrix composites. *Residual stresses in composite materials*, p. 197-232.
- Sellam S., Serier B., Bouafia F., Bachir B.A., Sardar S.H. (2013). Analysis of the stresses intensity factor in alumina-Pyrex composites. *Journal of Computational Materials Science*, vol. 72, p. 68-80.
- Serier B., Bachir Boudjra B., Belhouari M. (2003). Finit element analysis of bimaterial interface notch crack behaviour. *Journal of Computational Materials Science*, vol. 27, p. 517-522.
- Shuqi G., Kouichi H., Yutaka K. (2005). Interface debonding from bottom face and frictional transition during pushout testing of a tungsten fiber-epoxy matrix composite. *Journal of Composites Science and Technology*, vol. 65, p. 1808-1814.
- Surendra K. (2010). Analysis of impact response and damage in laminated composite cylindrical shells undergoing large deformations. *An International Journal of Structural Engineering and Mechanics*, vol. 35, n°3.
- Tian T., Youssef H., Horstemeyer M.F., Paul W. (2012). Finite element micromechanical analysis of the deformation and stress state dependent damage evolution in fiber reinforced metal matrix composites. *Journal of Computational Materials Science*, vol. 59, p. 165-173.
- Vasiukov D., Panier S., Hachemi A. (2015). Direct method for life prediction of fibre reinforced polymer composites based on kinematic of damage potential. *International Journal of Fatigue*, vol. 70, p. 289-296.
- Wang H.W., Zhou H.W., Ji H.W., Zhang X.C. (2014). Application of extended finite element method in damage progress simulation of fiber reinforced composites. *Journal of Materials & Design*, vol. 55, p. 191-196.
- Xin S.H., Wen H.M. (2015). A progressive damage model for fiber reinforced plastic composites subjected to impact loading. *International Journal of Impact Engineering*, vol. 75, p. 40-52.
- Yi Z., Xiang X., Dini W., Liang W. (2015). Residual thermal stresses in carbon/carbon-Zr-Ti-C composites and their effects on the fracture behavior of composites with different performs. *Journal of Carbon*, vol. 81, p. 597-606.

