



**HAL**  
open science

**Résistance au dommage local de basse énergie d'un composite SiC/SiC = Resistance to Low Energy Impact Damage for a SiC/SiC Composite**

Vincent Herb, Eric Martin, Jacques Lamon

► **To cite this version:**

Vincent Herb, Eric Martin, Jacques Lamon. Résistance au dommage local de basse énergie d'un composite SiC/SiC = Resistance to Low Energy Impact Damage for a SiC/SiC Composite. JNC 16, Jun 2009, Toulouse, France. 9 p. hal-00390452

**HAL Id: hal-00390452**

**<https://hal.science/hal-00390452>**

Submitted on 11 Jun 2009

**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.

# Résistance au dommage local de basse énergie d'un composite SiC/SiC

## *Resistance to Low Energy Impact Damage for a SiC/SiC Composite*

Vincent Herb<sup>1</sup>, Eric Martin<sup>1</sup> et Jacques Lamon<sup>1</sup>

1 : Laboratoire des Composites Thermostructuraux UMR 5801 (CNRS-SPS-CEA-UB1)  
Université Bordeaux 1 – F - 33600 PESSAC  
e-mails : herb@lcts.u-bordeaux1.fr, martin@lcts.u-bordeaux1.fr et lamon@lcts.u-bordeaux1.fr

### Résumé

L'objectif de cette étude est de déterminer la résistance aux dommages provoqués par une sollicitation locale de poinçonnement pour un composite SiC/SiC tissé. Le dispositif expérimental permet d'encastrer un échantillon dans un socle circulaire de faible dimension afin de l'indenter par un poinçon hémisphérique. Des niveaux d'énergie croissants sont imposés pour générer des endommagements différents allant de l'apparition des premières fissures à la perforation complète de l'éprouvette. Les essais sont réalisés d'une part sur des échantillons de faibles dimensions pour caractériser l'endommagement et d'autre part sur des éprouvettes de traction pour déterminer le comportement du matériau endommagé.

La présence d'un dommage exogène provoque la rupture prématurée de l'éprouvette qui est fonction de l'énergie absorbée lors des mécanismes d'endommagement dû au poinçonnement. Les résultats sont comparables aux travaux publiés dans la littérature concernant la résistance à l'impact de composites à matrice céramique tissé.

### Abstract

The aim of this paper is to investigate the damage residual strength of a woven SiC/SiC composite submitted to a punch loading. Static indentation tests were undertaken by clamping the material between two low span circular supports and driving an instrumented indenter with a hemispherical nose into the composite. Increasing levels of energy were applied to generate local damages such as matrix cracking up to total perforation of the specimen. Tests were performed onto small dimension plates in order to characterize the damage and onto tensile specimens in order to determine the mechanical behaviour of the damaged material.

As the energy absorbed by indentation increases, the internal damage increases and mechanical properties are deteriorated. These results can be compared to impact resistance of ceramic matrix composites published in the literature.

**Mots Clés** : composite SiC/SiC, poinçonnement quasi-statique et résistance aux dommages.

**Keywords** : SiC/SiC composite, quasi-static punch loading and damage residual strength.

## 1. Introduction

Les pièces en composites à matrice céramique (CMC) sont susceptibles d'être endommagées durant leur fabrication ou leur utilisation par des agressions accidentelles. Parmi celles-ci on dénombre les chocs de faible énergie de la part d'objets divers (outils, grêlons, etc...). Ces sollicitations localisées génèrent une zone endommagée susceptible d'affecter la résistance de la pièce [1-2]. Il est donc nécessaire de déterminer la résistance à la propagation de ces défauts dans les CMC.

Les matériaux de structure métalliques qui sont généralement ductiles absorbent de grandes quantités d'énergie par déformation plastique lors d'un impact. En revanche, les CMC ont un comportement mécanique élastique fragile endommageable. Pour de tels matériaux, l'énergie d'un choc est principalement absorbée par l'amorçage et la propagation d'endommagements sous forme de différents mécanismes de rupture dans la microstructure du composite. La réponse mécanique d'une plaque de CMC soumise à un choc provient de sa déformation globale par flexion et localement par indentation. De manière générale, un défaut visible apparaît lorsque l'énergie d'impact dépasse un seuil dépendant de la rigidité de la plaque et entraîne une dégradation des propriétés mécaniques. Afin d'en étudier sa tolérance aux dommages, il est

donc important de comprendre les relations entre l'indentation, le comportement à l'impact et le comportement mécanique résiduel du matériau.

Des études antérieures ont montré que l'on pouvait reproduire les mécanismes d'endommagement résultant d'un impact sur un composite tissé à partir d'essais de poinçonnement quasi-statiques [3-5]. Ce document présente l'étude de la formation et la caractérisation de l'endommagement un composite SiC/SiC sous de telles sollicitations ainsi que l'influence de cet endommagement sur son comportement mécanique en traction. Enfin, les résultats sont comparés à ceux obtenus par S.R. Choi et R.T. Bhatt [1-2] sur la résistance à l'impact de composites SiC/SiC tissés.

## 2. Procédure expérimentale

### 2.1 Matériau et éprouvettes

Le matériau étudié est un composite SiC/SiC tissé d'environ 1,5 mm d'épaisseur élaboré par Snecma Propulsion Solide (Le Haillan, France). Il est constitué d'une préface fibreuse satin tridimensionnelle guipex<sup>TM</sup> préalablement consolidé par voie liquide par une résine précéramique pyrolysée, avant d'être densifiée par voie gazeuse par une matrice multiséquencée.

Des éprouvettes carrées de 25 mm x 25 mm (type S) et rectangulaires de 140 mm x 25 mm (type T) ont été extraites d'une même plaque de dimensions initiales 200 mm x 200 mm. Après avoir été sollicitées en poinçonnement, les éprouvettes de types S ont été utilisées pour la caractérisation de l'endommagement généré alors que celles de type T ont été testées en traction pour évaluer les propriétés mécaniques résiduelles. Ces dernières ont été équipées après poinçonnement de talons en aluminium de dimensions 25 mm x 25 mm et 1 mm d'épaisseur.

### 2.2 Essais de poinçonnement localisé

Les essais de poinçonnement localisé quasi-statique ont été réalisés à partir d'un montage constitué d'un support en acier encastrant l'échantillon et d'un poinçon en acier traité (Fig. 1.a). Deux supports circulaires de diamètre  $D_S = 18$  mm et 9 mm et un support plein ( $D_S = 0$ ) ont été utilisés ainsi que deux poinçons ayant des embouts hémisphériques de diamètre  $D_P = 4,5$  mm et 9 mm. Le support est vissé sur la traverse inférieure d'un bâti Instron 4505 et le poinçon est maintenu vertical par un mors hydraulique (Fig. 1.b). L'endommagement localisé de l'éprouvette est généré par déplacement de la traverse à vitesse constante de 0,1 mm/min. La force appliquée  $F$  est mesurée par une cellule de force de 50 kN placée sur la partie supérieure du bâti mécanique et un extensomètre mesure le déplacement  $w$  du poinçon par rapport au support. La période d'acquisition des données est de 1 point par seconde. L'évolution du travail du poinçon  $W_P$  au cours de l'essai est calculé en intégrant la courbe force-déplacement.

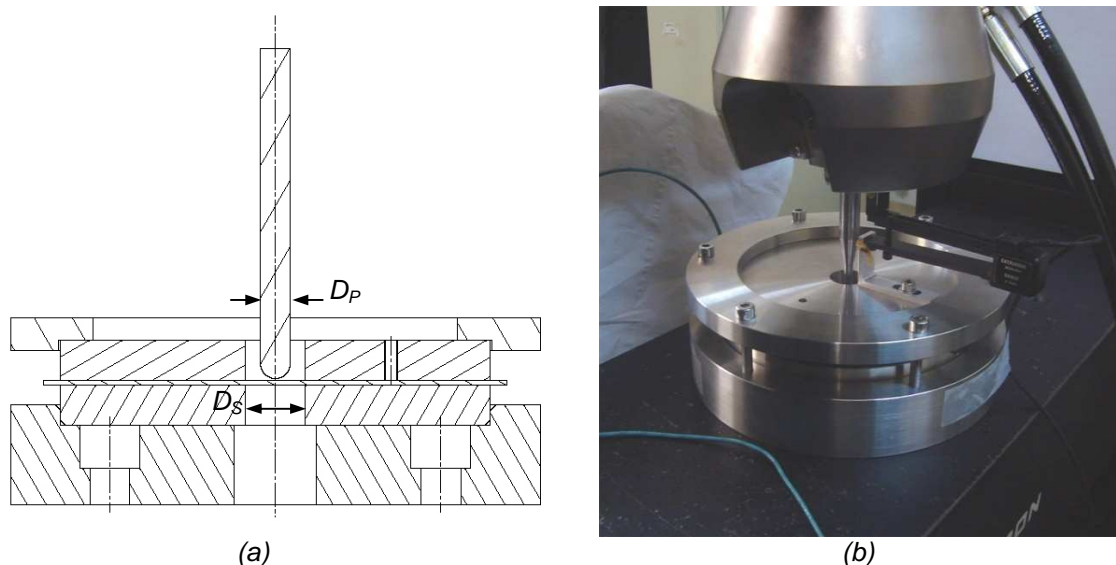


Fig. 1. Dispositif expérimental de poinçonnement quasi-statique.

## 2.3 Essais de traction

La résistance résiduelle des éprouvettes de type T endommagées par poinçonnement a été évaluée en traction monotone dans l'axe chaîne du matériau. Ces essais ont été conduits sur le bâti mécanique Instron 4505 équipé de deux mors hydraulique dont la force de serrage a été optimisée afin de minimiser les surcontraintes au niveau des talons. La vitesse de déplacement de la traverse a été imposée à 0,1 mm/min.

La déformation a été mesurée via deux extensomètres d'une longueur utile de 25 mm placées sur chacune des tranches des éprouvettes et positionnées de part et d'autre du défaut préalablement créé. La contrainte est définie par le rapport entre la force mesurée  $F$  et section de l'éprouvette non endommagée.

Le champ de déplacement autour de la zone endommagée a été suivi par la méthode de corrélation d'images. Pour cela, une des faces de l'éprouvette a du être recouverte d'un mouchetis de texture mate, contrasté et aléatoire, permettant l'utilisation des outils de corrélation. La surface observée a été éclairée par un faisceau lumineux rasant et l'acquisition des images a été réalisée grâce à un microscope optique à intervalle de temps régulier de 30 s. Les champs de déplacement sont identifiés à partir d'une même image de référence (prise sous chargement nul) grâce au logiciel `correli_q4LMT` [6].

## 2.4 Méthodes de caractérisation

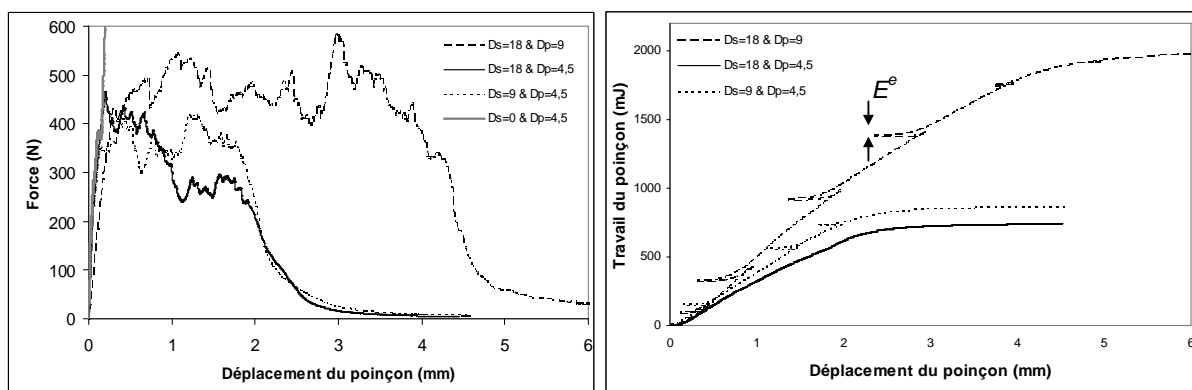
Après poinçonnement, l'étendu des dommages visibles sur chacune des faces a été relevé en fonction des niveaux d'énergie imposés et des conditions géométriques ( $D_S$  et  $D_P$ ). Afin d'identifier les modes d'endommagement mis en jeu, les éprouvettes de type S ont d'abord été observées au microscope électronique à balayage (MEB Quanta 400 FEG). Elles ont ensuite été soigneusement enrobées dans de la résine puis découpées dans un plan transverse contenant l'axe de poinçonnement à l'aide d'une scie à fil avant d'être polies. Des micrographies de ces sections ont été prises au moyen d'un microscope optique.

## 3. Mécanismes d'endommagement sous sollicitation de poinçonnement

La Fig. 2.a présente l'évolution de la force  $F$  en fonction du déplacement  $w$  lors d'essais réalisés avec différents diamètres de support  $D_S$  et de poinçon  $D_P$ . L'évolution du travail du poinçon  $W_P$  au cours des essais est donnée par la Fig. 2.b. Certains essais ont été cyclés afin d'identifier l'énergie élastique  $E^e$  emmagasinée par la structure puis restituée lors des retours sous charge nulle. On définit alors l'énergie absorbée par la création des dommages  $E^{ab}$  comme la différence entre  $W_P$  et  $E^e$ .

Lorsque le CMC est maintenu sur un support plein et sollicité en poinçonnement quasi-statique, on observe une chute du chargement puis un changement de comportement, lorsque  $F = 395$  N et  $w = 0,15$  mm. Cette Force correspond au seuil de pénétration de l'outil dans le matériau et se caractérise par la formation d'un dommage surfacique dû à la fracture localisée sous le poinçon de la matrice multiséquencée.

Deux éprouvettes de type S et une de type T ont été sollicitées jusqu'à perforation totale du composite avec  $D_S = 18$  mm et  $D_P = 4,5$  mm. Le travail total du poinçon est alors de  $0,75 \pm 0,02$  J. Cette énergie est absorbée par les différents mécanismes d'endommagement aboutissant à la perforation de l'éprouvette. Une éprouvette de chaque type a ensuite été poinçonnée afin qu'elle absorbe 0,05 J et 0,25 J.



(a) Force en fonction du déplacement

(b) Travail du poinçon en fonction du déplacement

Fig. 2. Courbes de comportement et d'énergie sous sollicitation localisée de poinçonnement en fonction du support et du poinçon.

La présence de nombreux pics de force provient de la succession des ruptures fragiles des fils au cours de l'essai. Les différentes géométries de macropores au sein du matériau entraînent une dispersion

sur les réponses expérimentales, malgré cela il est possible d'identifier un comportement moyen ainsi que l'historique des modes de rupture.

La Fig. 3 représente des micrographies optiques des dommages ainsi générés et apporte des informations concernant les mécanismes intervenant lors d'un essai. La pénétration du poinçon dans le matériau débute lorsque la force se situe au alentour de 400 N. La déformation est principalement localisée sous le poinçon et la structure emmagasine peu d'énergie élastique. On observe alors l'écrasement du *seal-coat* (couches externes de la matrice multiséquencée) et l'amorçage de fissures radiales sous le poinçon ( $E^{ab} = 0,05$  J). Le déplacement vertical du poinçon provoque ensuite la rupture des fils supérieurs par cisaillement créant ainsi un cône de matière qui pousse les couches inférieures vers le bas et les sollicite globalement en traction et localement en cisaillement ( $E^{ab} = 0,25$  J). La zone endommagée s'étend sous la surface de contact entre l'outil et le matériau jusqu'à la perforation de l'éprouvette ( $E^{ab} = 0,75$  J). Celle-ci intervient peu après que le déplacement  $w$  dépasse la valeur du rayon de l'embout du poinçon.

L'endommagement créé est fortement dépendant de la microstructure du composite. Que se soient sur la face poinçonnée ou la face opposée, les ruptures de torons dépendent du plan de tissage. Ainsi, les fils en contact avec le poinçon subissent plusieurs ruptures successives aux angles des macropores, alors que ceux de la couche inférieure rompent au niveau des retours des fils de trame (Fig. 4). De plus, la texture satin tridimensionnelle du matériau semble freiner la propagation des fissures en confinant l'endommagement dû au poinçonnement sous la zone sollicitée.

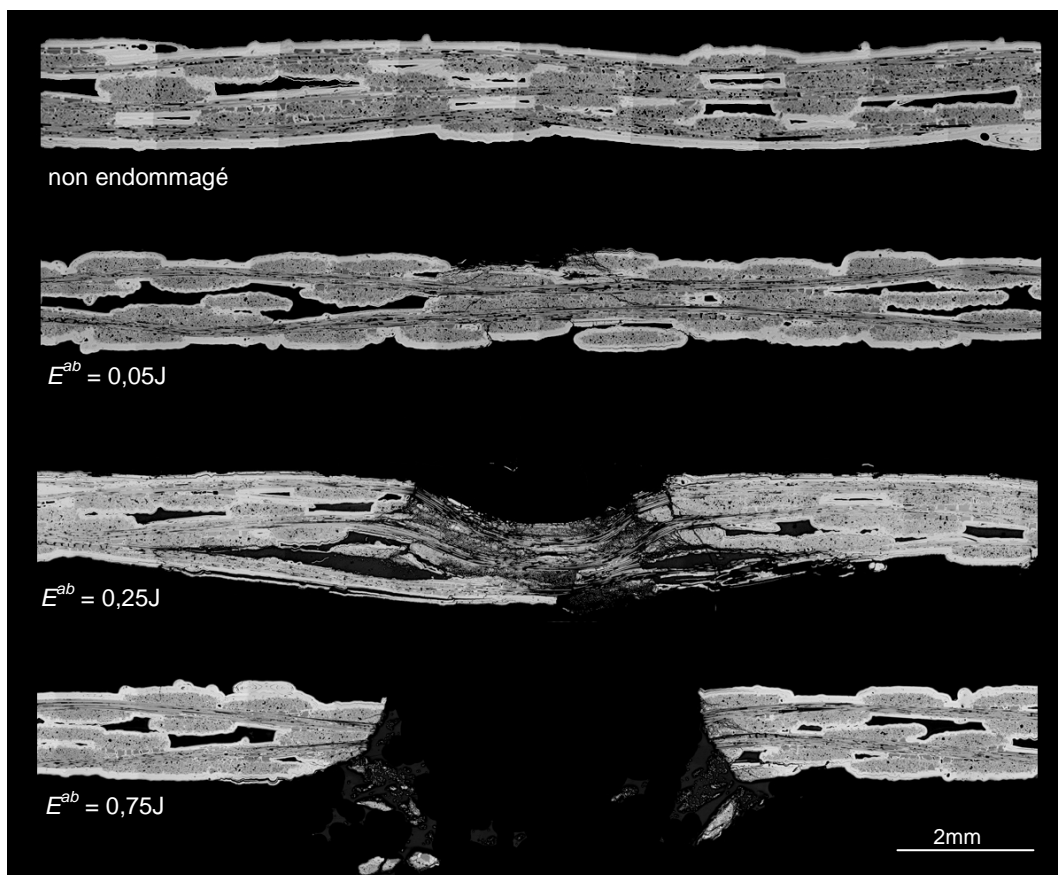
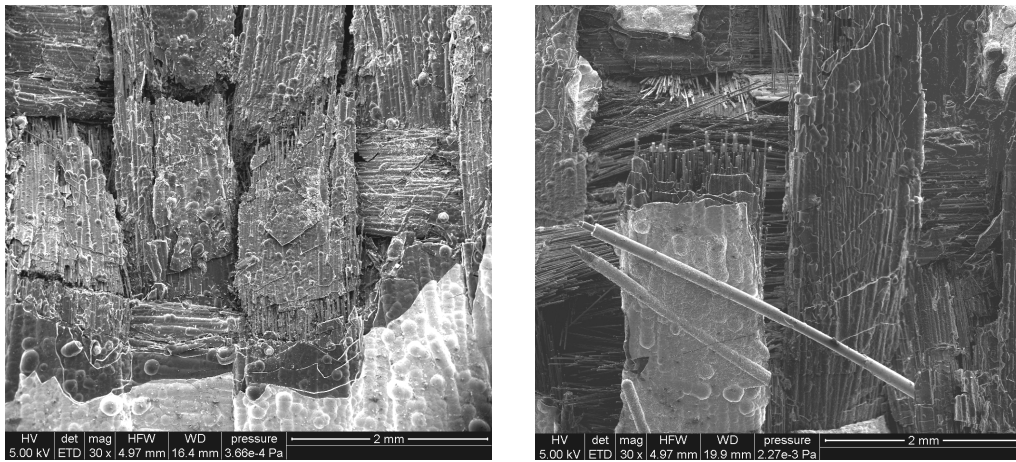


Fig. 3. Micrographies optiques des défauts générés ( $D_S = 9$  et  $D_P = 4,5$ ) en fonction de  $E^{ab}$ .

Les essais réalisés avec le même poinçon ( $D_P = 4,5$  mm) mais sur un support de diamètre deux fois plus petit ( $D_S = 9$  mm) présentent des résultats quasiment identiques en terme de comportement et d'endommagement généré. Ceci s'explique par la supériorité de la déformation locale sur la déformation globale de flexion lors de l'essai. On constate pourtant une résistance légèrement supérieure du matériau endommagé avant la perforation de l'éprouvette. L'énergie de perforation est alors  $E^{ab} = 0,80$  J.

L'utilisation du poinçon de diamètre supérieur ( $D_P = 9$  mm et  $D_S = 18$  mm) ne modifie pas les mécanismes d'endommagement précédemment observés ni la force du seuil de pénétration. Par contre, la force à appliquer pour dégrader le CMC au-delà du seuil de pénétration est plus importante car la surface de contact l'est également (Fig. 5). L'effort maximal enregistré est de 600 N. Ce poinçon est aussi susceptible de produire un dommage de plus grande étendue, ainsi un essai conduit jusqu'à perforation de l'éprouvette absorbera plus d'énergie (2,1 J).





(a) Face poinçonnée

(b) Face opposée

Fig. 4. Micrographies MEB d'un défaut généré par poinçonnement ( $D_S = 18$ ,  $D_P = 9$  et  $E^{ab} = 0,77J$ ).

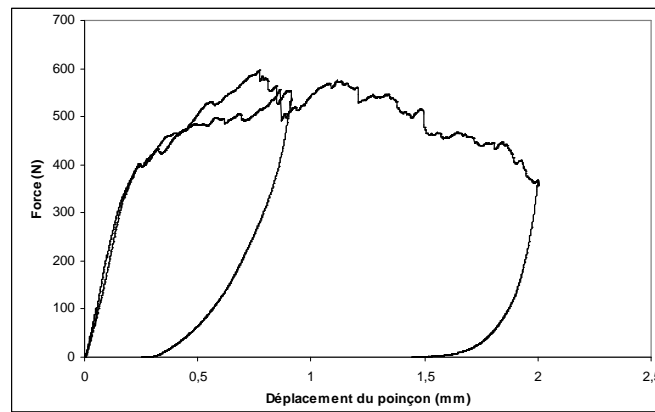
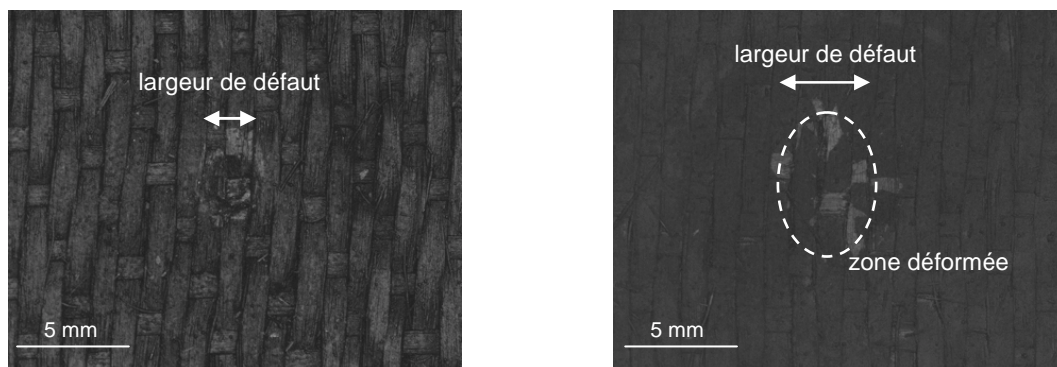


Fig. 5. Courbes force/déplacement sous sollicitation de poinçonnement avec  $D_S = 18$  mm et  $D_P = 4,5$  mm (essais interrompus afin que  $E^{ab} = 0,25$  J et  $0,77$  J).

Lorsqu'on réalise un essai de poinçonnement interrompu avant perforation, on génère un défaut dans l'épaisseur du CMC. Quels que soient le poinçon et le support creux utilisés, on observe une cavité circulaire sur la face poinçonnée. Des éclats de *seal-coat* peuvent apparaître en périphérie du défaut, mais aucun endommagement supplémentaire n'est visible au-delà (Fig. 6.a). À partir d'un certain seuil d'endommagement, on distingue une zone déformée sur la face opposée (Fig. 6.b). En fonction de la sévérité de la sollicitation, on rencontrera des fissurations matricielles, des éclats de *seal-coat*, du délaminage local et des ruptures de fils. Cette zone, qui est plus allongée dans l'axe des fils de chaîne, est généralement plus étendue que le défaut visible en surface, mais l'endommagement ne se propage pas et reste localisé sous le point de sollicitation.



(a) Face poinçonnée

(b) Face opposée

Fig. 6. Photographie d'un défaut généré par poinçonnement ( $D_S = 18$ ,  $D_P = 4,5$  et  $E^{ab} = 0,25$  J).

#### 4. Comportement mécanique résiduel

L'influence de l'endommagement exogène généré par sollicitation localisée de poinçonnement sur les propriétés mécanique du composite SiC/SiC a été évaluée à partir d'essai de traction sur éprouvettes pré-endommagées à des niveaux d'énergie absorbée de 0,05 J, 0,25 J et 0,75 J au moyen des deux poinçons de diamètre 4,5 et 9 mm. Une éprouvette non endommagée a également été testée jusqu'à rupture afin de servir de référence. Les courbes de comportement contrainte/déformation ainsi obtenue sont présentées sur la Fig. 7. La présence d'un défaut à peine visible ( $E^{ab} = 0,05$  J) n'altère pas le comportement de l'éprouvette. Elle n'influe pas non plus sur la rupture, puisque celle-ci s'est produite en dehors de la zone endommagée. Par contre, on observe la rupture prématurée au niveau du dommage des éprouvettes ayant été poinçonnée plus sévèrement.

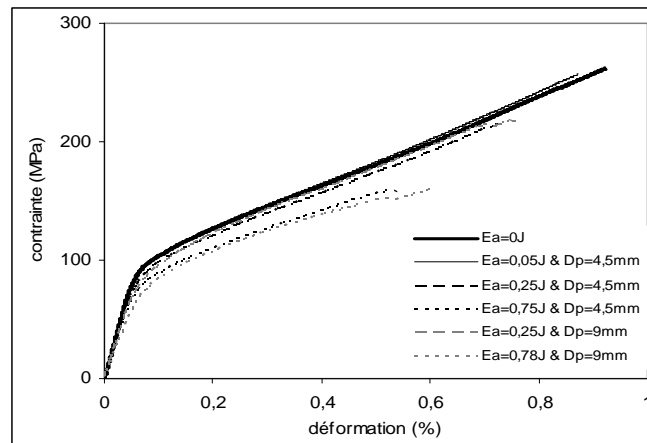


Fig. 7. Courbes de comportement résiduel en traction après poinçonnement

La résistance résiduelle peut être représentée en fonction de l'énergie absorbée lors de l'essai de poinçonnement (Fig. 8). Un défaut produit par les deux poinçons de diamètre différent mais la même quantité d'énergie d'endommagement engendre une diminution identique de la contrainte à la rupture de l'éprouvette. Par contre, la quantité d'énergie absorbée par poinçonnement est bornée par l'énergie de perforation du matériau qui elle, dépend du diamètre  $D_p$ . Les relations entre la largeur des défauts, l'énergie absorbée et la résistance résiduelle sont données par la Fig. 9. La représentation de la contrainte relative de rupture (définie par rapport à la contrainte de rupture de l'éprouvette non endommagée) en fonction de la largeur relative du défaut (définie par rapport à la largeur de l'éprouvette) sur chacune des faces met en évidence la faible sensibilité au défaut du matériau car la charge reportée de part et d'autre du dommage visible au moment de la rupture est proche de la charge critique du matériau (Fig. 9.b).

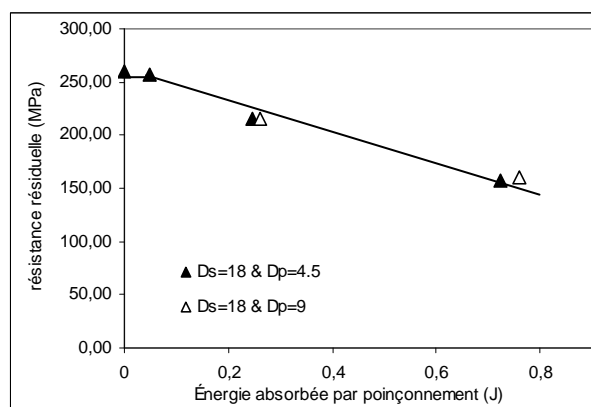


Fig. 8. Résistance résiduelle en traction en fonction de l'énergie absorbée par poinçonnement.

Les champs de déplacement longitudinaux en fin d'essai de l'éprouvette de référence et des deux éprouvettes pré-endommagée à 0,25 J (calculés expérimentalement par corrélation d'images) sont donnés en Fig. 10. Le défaut semble agir comme un trou dont le diamètre est proche de l'étendue des dommages. Lorsque les fibres les plus chargées atteignent leur déformation critique, leur rupture et le report de charge sur fibres voisines entraîne la rupture fragile de l'éprouvette.

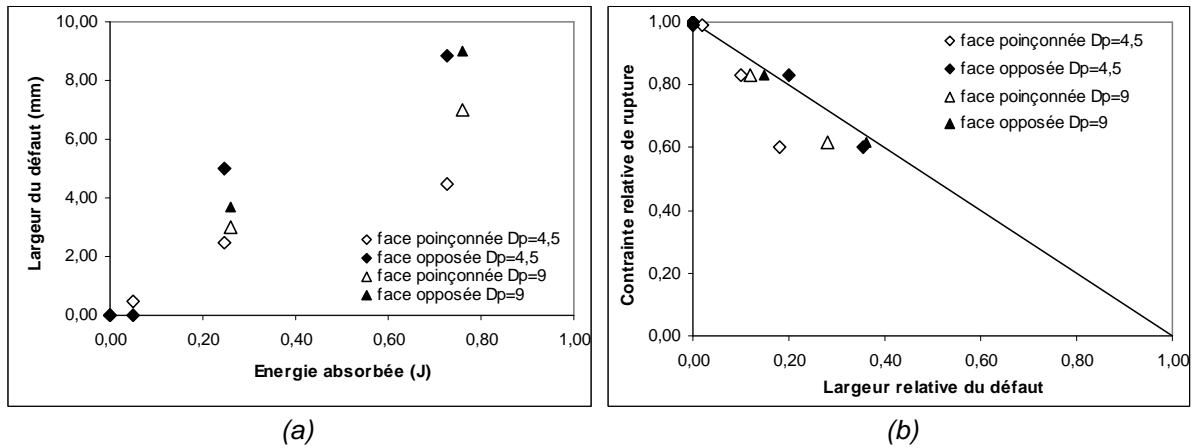


Fig. 9. Largeurs du défaut en fonction de l'énergie absorbée (a) et Contrainte relative de rupture en traction en fonction de la largeur relative du défaut (b).

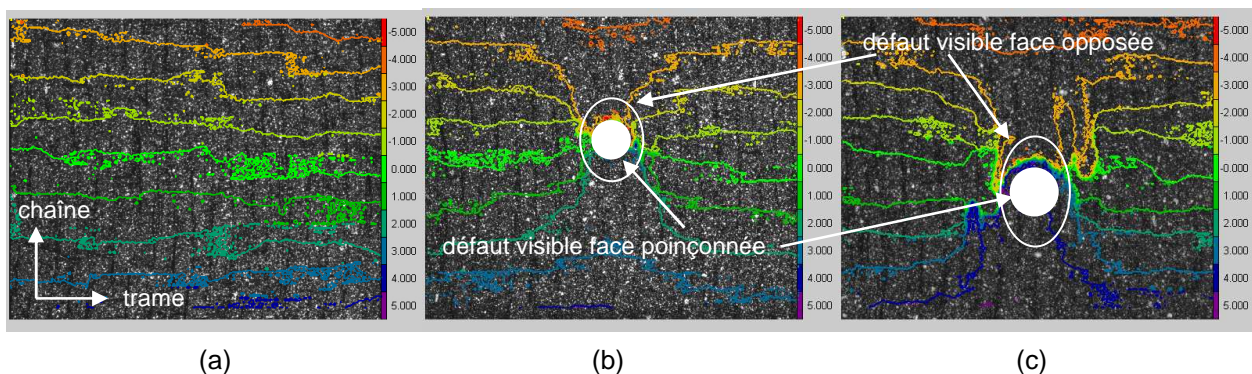


Fig. 10. Isovaleurs des déplacements longitudinaux calculées par corrélation d'images autour du défaut avant la rupture. Non poinçonné (a),  $E^{ab}=0,25\text{J}$  et  $Dp=4,5\text{mm}$  (b) et  $E^{ab}=0,25$  et  $Dp=9\text{mm}$  (c).

## 5. Discussion et perspectives

L'essai de poinçonnement décrit dans cette étude permet de générer des défauts de manière contrôlée dans des éprouvettes en CMC. La connaissance en chaque instant de la force appliquée et du déplacement du poinçon ainsi que la possibilité d'interrompre ou de cycloer la sollicitation apportent des connaissances en vue de la compréhension de phénomènes intervenant lors d'un choc sur de tels matériaux.

Des études antérieures ont montré que l'on pouvait reproduire les mécanismes d'endommagement résultant d'un impact à faible énergie sur un composite à matrice organique (CMO) tissé à partir d'essais de poinçonnement quasi-statiques [3-5]. Sun et Potti [4] démontrent que les modes de rupture sont similaires dans les deux cas. De plus, les CMC sont contrairement aux CMO uniquement constitués de matériaux fragiles et ne présentent pas de phénomènes visqueux dans la gamme de température étudiée. Il est donc intéressant de comparer les résultats présentés précédemment avec ceux disponibles dans la littérature sur la résistance à l'impact de composites SiC/SiC tissés.

On remarque d'abord que les essais de poinçonnement quasi-statique produisent dans le CMC des endommagements comparables à ceux observés par S.R. Choi [2] dans un composite SiC/SiC tissé impacté à grandes vitesses par une bille d'acier (Fig. 11). Bien que le matériau et que la taille de l'objet produisant le dommage exogène soient différents, on retrouve la présence de fissures matricielles radiales, la formation d'un cône de matière et les ruptures de fils selon le plan de tissage.



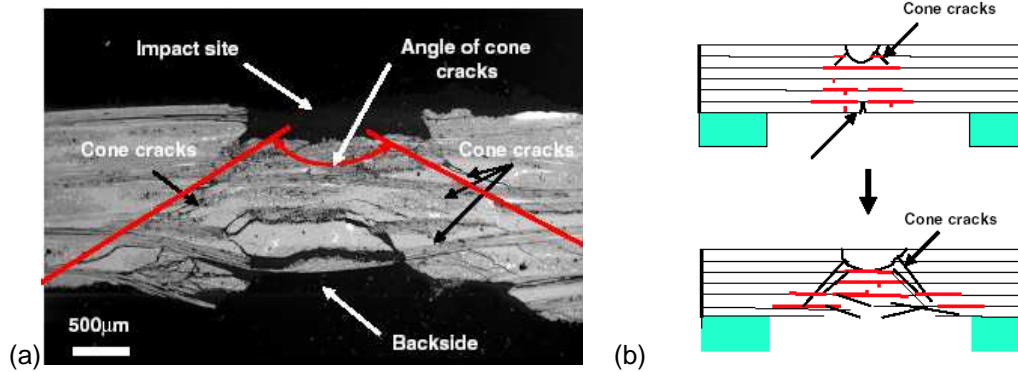


Fig. 11. Endommagement produit par l'impact d'une bille d'acier de 1,59 mm sur un composite tissé SiC/SiC. Micrographie optique (a) et schéma des mécanismes d'endommagement (b) [2].

La Fig. 12.a décrit les courbes de comportement en traction résiduelle d'éprouvettes en SiC/SiC tissé impactées par une bille d'acier à différentes vitesses obtenu par R.T. Bhatt [1]. Ces résultats sont similaires à ceux que nous observons dans notre étude (Fig.7 et 8) dans le sens où i) la présence d'un défaut généré par un corps étranger d'énergie croissante entraîne la dégradation des propriétés mécaniques à partir d'un certain seuil et ii) au-delà d'une certaine énergie cinétique, le projectile perce le matériau sans entraîner la ruine catastrophique de l'éprouvette. La Fig. 12.b représente la contrainte à la rupture (UTS), le module de rigidité (E) et la contrainte de fin de domaine linéaire (DFL) en fonction de la vitesse et de l'énergie cinétique du projectile. Bien qu'une partie de cette énergie soit consommée pour déformer la bille d'acier pendant l'impact, on remarque qu'elle est d'une grandeur comparable à celles calculées lors de nos essais de poinçonnement quasi-statique.

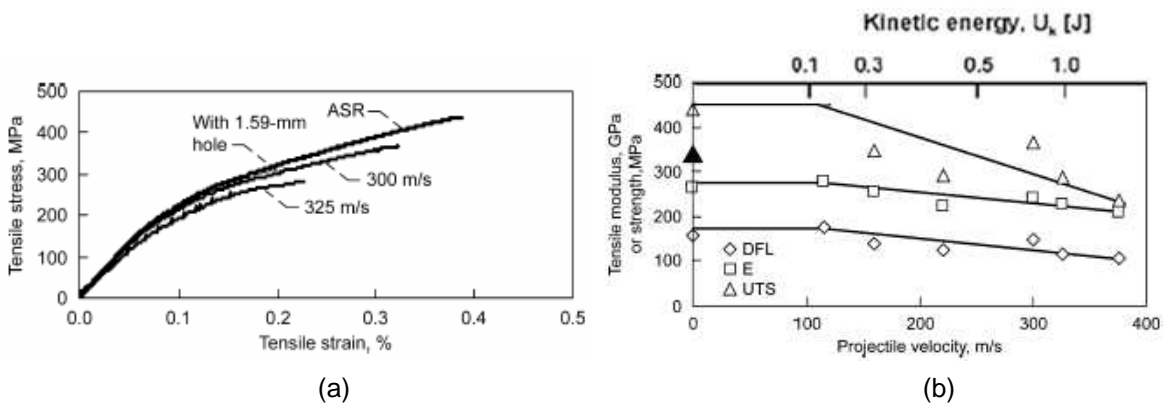


Fig. 12. Comportement résiduel en traction d'un composite tissé SiC/SiC après impact. Courbes contrainte/déformation (a) et propriétés mécaniques résiduelles en fonction de la vitesse du projectile [1].

Ces observations mettent en avant un certain nombre d'analogies entre le comportement à l'impact et sous sollicitation de poinçonnement quasi-statique des composites à matrice céramique tissés. La recherche d'une équivalence entre les endommagements générés par un choc dynamique et par une sollicitation quasi-statique semble pertinente et constitue l'une des perspectives de cette étude.

La modélisation du comportement sous sollicitation mécanique d'une éprouvette en CMC endommagée présente également un intérêt pour prévoir la propagation de ce dommage. Les modèles numériques multiéchelles développées au Laboratoire des Composites ThermoStructuraux pour introduire un endommagement arbitraire dans une cellule représentative pour les composites à renfort tissé [7] pourront être utilisés pour établir le lien entre la sévérité des défauts et la tolérance au dommage du matériau.

## Remerciement

Nous remercions la société Snecma Propulsion Solide (Le Haillan, France) pour nous avoir fourni la plaque de matériau et B. Humez pour son aide lors de la mise en place des essais mécaniques.

Cette étude est réalisée dans le cadre du programme ARCOCE (ARrière Corps COMposite CERamique) coordonné par la société Snecma Propulsion Solide.

## Références

- [1] R.T. Bhatt et al., « Impact resistance of uncoated SiC/SiC composites ». *Materials Science and Engineering A* 476 (2008) 20-28.
- [2] S.R. Choi, « Foreign Object Damage Phenomenon by Steel Ball Projectiles in a SiC/SiC Ceramic Matrix Composite at Ambient and Elevated Temperatures ». *J. Am. Ceram. Soc.*, 91 [9] 2963-2968 (2008).
- [3] G.M. Luo and Y.J. Lee, « Simulation of constrained layered damped laminated plates subjected to low-velocity impact using quasi-static method ». *Composite Structures* 88 (2009) 290-295.
- [4] C.T. Sun and S.V. Potty, « A Simple Model to Predict Residual Velocities of Thick Composite Laminates Subjected to High Velocity Impact ». *Int. J. Impact Engng* Vol. 18, No. 3, pp. 339-353, 1996.
- [5] M.S. Found et al., « Size effects in thin CFRP panels subjected to impact ». *Composite Structures* Vol. 38, No. 1-4, pp. 599-607, 1997.
- [6] F. Hild et al., « Multiscale displacement field measurements of compressed mineral-wool samples by digital image correlation ». *Applied Optics* Vol 41. pp. 6815-6828, 2002.
- [7] G. Couégnat, « Approche multiéchelle du comportement mécanique de matériaux composites à renfort tissé », Thèse de doctorat, Université de Bordeaux 1, 2008.