

Un modèle de zone cohésive endommageable pour l'analyse de la compétition entre décohésion à l'interface et rupture des renforts de CMM base Aluminium.

Y. Charles, R. Estevez, Y. Bréchet*, E. Maire

Groupe d'Études de Métallurgie Physique et de Physique des Matériaux, INSA Lyon, 20 Av Albert Einstein, Villeurbanne, 69621 Cedex

*Laboratoire de Thermodynamique et de Physico-Chimie Métallurgique, INPG, domaine universitaire, 1130 rue de la Piscine, 38402, St Martin d'Hères.

Résumé :

Les composites à base d'aluminium à renforts céramiques s'endommagent par rupture des particules ou par décohésion à l'interface matrice/inclusion selon que la matrice a subi un traitement durcissant ou non (resp.). Pour rendre compte de ces observations, nous montrons qu'il est nécessaire d'utiliser un modèle de zone cohésive dépendant de la déformation plastique à l'interface matrice/renfort.

Abstract :

Damage in Aluminium based composites with ceramic reinforcements is observed to proceed by particle-matrix debonding or particle failure when a soft or a hardened by heat treatment matrix is employed. The formulation of a cohesive zone dependent with plastic strain at the particle matrix interface is shown to be necessary to capture these observations.

Mots-clefs :

zone cohésive, gradient déformation, endommagement, composites

1 Introduction

Dans les composites à matrice Aluminium renforcée par des particules de Zircone, l'endommagement a lieu par rupture des renforts ou par décohésion à l'interface matrice/inclusion. Babout et al. (1) ont montré que l'apparition de l'un ou l'autre mécanisme est corrélée au caractère "dur" ou "mou" de la matrice en terme de limite d'élasticité et d'écrouissage. La décohésion est observée majoritairement dans le composite "mou" alors la rupture des renforts domine dans le composite "dur". En considérant que la rupture des particules est gouvernée par un critère en contrainte et à partir d'un modèle simple pour estimer les contraintes et déformations moyens dans chaque phase, Babout et al. (2) ont montré que si la décohésion est décrite par un critère dépendant de la déformation plastique dans la matrice, l'effet de relaxation des contraintes dans les renforts associé permet de rendre compte qualitativement de cette corrélation.

A la suite de ces études, nous présentons une analyse par éléments finis dans laquelle la décohésion interfaciale est décrite à l'aide d'une zone cohésive. La rupture des renforts obéit à une statistique de Weibull en contrainte principale maximum. L'effet d'empilements de dislocations sur la contrainte subie par l'interface est estimé et pris en compte par une modification de la zone cohésive initiale de Needleman (4).

Les variables grecques ou latines en caractère gras désignent des tenseurs d'ordre 2 et 1 (resp.), leurs composantes sont notées en caractère normal avec des indices.

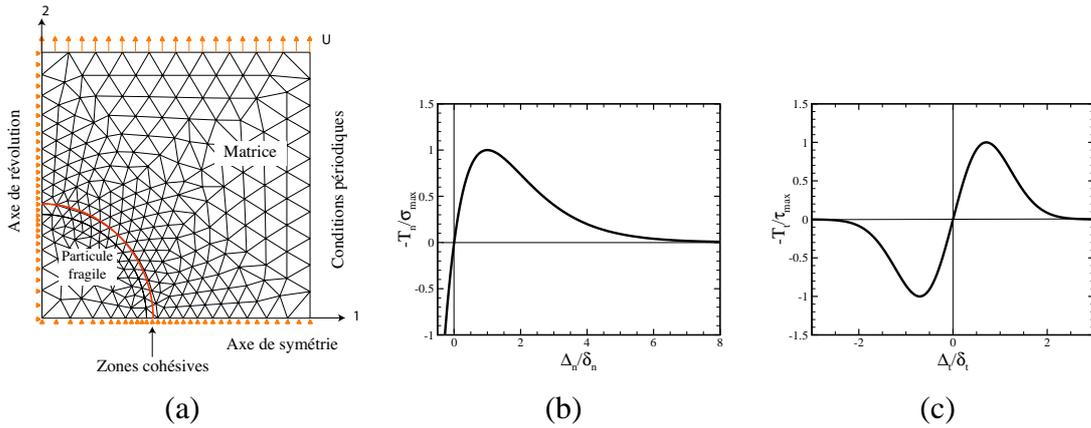


FIG. 1 – (a) VER axisymétrique, relations contrainte - ouverture (b) selon la direction normale, (c) selon la direction tangentielle au plan de la zone cohésive ($\xi_n = \xi_t = 0$ en Eq. 1).

2 Matériaux et formulation du problème

En considérant une répartition périodique d'inclusions et compte-tenu des symétries résultantes, le problème se réduit à celui d'un Volume Elementaire Représentatif axisymétrique (Fig. 1a) constitué d'une inclusion sphérique entourée par un cylindre de matrice. Le diamètre moyen des renforts est de 50 microns et leur fraction volumique de 4%. Les propriétés élastiques de chaque phase sont isotropes avec $E^{Zr} = 123\text{GPa}$, $\nu^{Zr} = 0.23$ pour les renforts de zircone-silice et nous considérons $E^{Al} = 69\text{GPa}$, $\nu^{Al} = 0.33$ pour la matrice d'aluminium dans les cas "mou" et "durci". Le comportement élastoplastique de la matrice est décrit à l'aide d'une formulation en J_2 avec une limite d'écoulement plastique σ_0 et un écrouissage isotrope $R(\bar{\epsilon}^p) = K(\bar{\epsilon}^p)^m$ approprié pour le comportement des aluminiums, et $\bar{\epsilon}^p = \int_0^t \sqrt{2\dot{\epsilon}_{ij}\dot{\epsilon}_{ij}/3} dt$. Pour l'aluminium non durci, les données plastiques sont $\sigma_0 = 30\text{MPa}$, $K = 135\text{MPa}$ et $m = 0.28$; et pour l'alliage (2124) durci par traitement thermique (T6) $\sigma_0 = 270\text{MPa}$, $K = 580\text{MPa}$ et $m = 0.54$. Pour un essai de traction et dans une gamme de déformation plastique de 0 à 1, le rapport des contraintes entre les matrices "dur" et "molles" varie de 8 à 5. On peut noter que le matériau "mou" doit subir une déformation supérieure à 100% avant d'atteindre un niveau correspondant à σ_0 du matériau "dur". Il a été montré en (1) que la rupture des renforts obéit à une statistique de Weibull avec un module de 8 et une contrainte $\sigma_w = 700\text{MPa}$ pour laquelle la probabilité de rompre est de 60%.

Une analyse par éléments finis est menée et le maillage ainsi que les conditions aux limites appliquées sont présentés en Fig. 1a. Le long du plan de symétrie $x_2 = 0$ nous imposons $u_2 = 0$ et le long de l'axe de révolution $x_1 = 0$, $u_1 = 0$. La vitesse de déplacement \dot{U}_2 est imposée sur le bord haut en $x_2 = b$ et pour le bord droit, nous imposons un incrément de déplacement uniforme \dot{U}_1 issu de la condition $\int_0^b \dot{T}_1 dx_2 = 0$. Nous utilisons Abaqus (3) avec des éléments triangulaires à interpolation quadratique pour le comportement de chaque phase. Nous avons développé un élément utilisateur (UEL) pour insérer une zone cohésive le long de l'interface matrice-inclusion, où la décohésion est autorisée. Nous adoptons la formulation proposée par Needleman (4) à laquelle nous ajoutons un terme visqueux suffisamment petit pour ne pas modifier les champs obtenus et adapté pour éviter des problèmes de convergence dans le schéma de Newton-Raphson utilisé par abaqus (voir (5)). Les composantes normale et

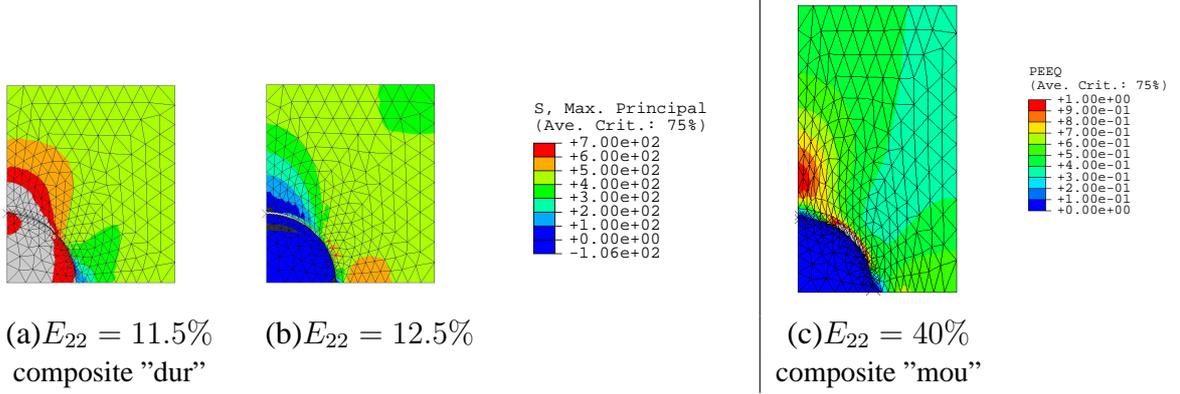


FIG. 2 – Répartition de la contrainte principale maximum dans le composite "dur" au cours de la déformation (a) avant décohésion et avec une probabilité de rupture $> 60\%$, (b) lorsque la décohésion apparaît, (c) répartition de la déformation plastique cumulée dans le composite "mou" pour lequel aucun endommagement n'est prédit.

tangentielle sont (4)(5)

$$\begin{cases} -T_n = \sigma_{\max}^0 \frac{\Delta_n}{\delta_n} \exp\left(1 - \frac{\Delta_n}{\delta_n}\right) \exp\left(-\frac{\Delta_t^2}{\delta_t^2}\right) + \xi_n \frac{d}{dt} \left(\frac{\Delta_n}{\delta_n}\right) \\ -T_t = 2\sigma_{\max}^0 \left(\frac{\delta_n}{\delta_t}\right) \frac{\Delta_t}{\delta_t} \left(1 - \frac{\Delta_n}{\delta_n}\right) \exp\left(1 - \frac{\Delta_n}{\delta_n}\right) \exp\left(-\frac{\Delta_t^2}{\delta_t^2}\right) + \xi_t \frac{d}{dt} \left(\frac{\Delta_t}{\delta_t}\right) \end{cases}, \quad (1)$$

représentées en Fig. 1b-c. Dans le cas d'un mode d'ouverture normal, l'énergie de séparation vaut $\phi_n = \sigma_{\max}^0 \delta_n \exp(1)$ avec $-T_n = \sigma_{\max}^0$ pour $\Delta_n = \delta_n$. Pour le mode tangentiel, nous prenons $\phi_t = \phi_n$ ce qui conduit à $-T_t = \tau_{\max}$ pour $\Delta_t = \delta_t/\sqrt{2}$ et $\tau_{\max} = \sqrt{2} \exp(1) \sigma_{\max}^0 \delta_n / \delta_t$. Pour caractériser l'interface métal-céramique ($\phi_n \approx 10\text{J/m}^2$), nous prenons $\delta_n = \delta_t = 5\text{nm}$ et $\sigma_{\max}^0 = 700\text{MPa}$ égale à la contrainte de Weibull des renforts (une valeur inférieure ne permettrait la rupture des particules dans aucun cas de chargement).

3 Résultats avec une interface indépendante de la plasticité de la matrice

Dans le cas d'une description de la zone cohésive indépendante de la déformation plastique de la matrice donnée en Eq. 1, nous comparons la réponse en traction des composites "dur" et "mou". Nous avons reporté sur la Fig. 2a-b la répartition de la contrainte principale maximum du composite "dur" en fonction de la déformation axiale appliquée E_{22} . A mesure que le chargement augmente, le transfert de charge de la matrice aux renforts est actif jusqu'à $E_{22} = 11.5\%$ (Fig. 2a) à partir de laquelle la décohésion s'amorce et engendre à une relaxation des contraintes subies par les particules (Fig. 2b). Avant que la décohésion ne s'amorce à $E_{22} = 11.5\%$, la répartition de la contrainte principale maximum dans les particules est proche ou supérieure à $\sigma_w = 700\text{MPa}$. Cette probabilité est suffisamment élevée pour considérer que le mode d'endommagement dominant est dans ce cas la rupture des renforts, ce qui est conforme aux observations reportées en (1). Pour le composite "mou", le niveau de la contrainte principale maximum subie par les renforts n'excède pas 300MPa pour une déformation globale proche de 40% , ce qui correspond à une probabilité de rupture négligeable. La contrainte subie par l'interface n'est pas suffisante pour atteindre σ_{\max} à l'amorçage de la décohésion. Dans ce cas, la simulation ne prédit aucun des deux endommagements envisagés, ce qui n'est pas conforme aux observations (1). A ce stade et avec les données prises en compte dans la formulation du

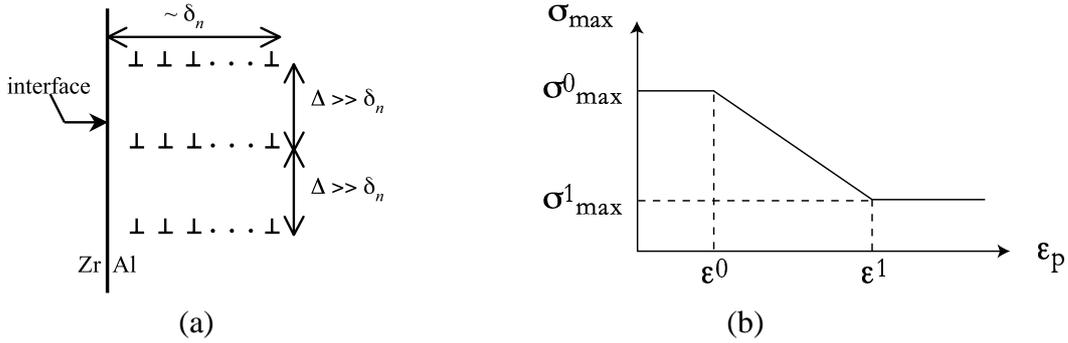


FIG. 3 – (a) schéma de l'accumulation de dislocations au voisinage d'une interface. (b) Variation de la contrainte maximum à décohésion $\sigma_{\max}(\bar{\epsilon})$ avec la déformation plastique cumulée au voisinage de l'interface.

problème, nous ne rendons compte que partiellement des résultats expérimentaux. Nous allons maintenant analyser plus en détail les phénomènes se produisant au voisinage de l'interface.

4 Interface dépendant de la déformation plastique : formulation

La répartition de la déformation plastique dans le composite est hétérogène et pour le composite souple (Fig. 2c), des gradients importants apparaissent au voisinage de l'interface. La concentration de contrainte associée et prédite dans le cadre d'une formulation élastoplastique en J_2 pour la matrice ne permet pas de rendre compte d'effets de tels gradients, comme celui d'un empilement de dislocations sur la contrainte subie par l'interface. Nous proposons une analyse simple pour estimer la concentration de contrainte engendré par un tel empilement en considérant une bande de matrice d'épaisseur de l'ordre de δ_n dans laquelle les empilements de dislocations sont espacés de Δ (Fig. 3a). La contrainte extérieure appliquée dans ce domaine peut-être considérée uniforme à cette échelle et est notée σ (σ est une contrainte de cisaillement pour un empilement de dislocation coins). L'équilibre de l'empilement conduit à une contrainte σ_{loc} sur la dislocation proche de l'interface (6)

$$\sigma_{\text{loc}} = \sigma \left(1 + n \frac{\delta_n}{\Delta} \right), \quad (2)$$

qui correspond aussi à celle subie par l'interface. Dans l'expression ci-dessus, n est le nombre total de dislocations dans l'empilement et avec ρ la densité de dislocations, $n = \rho \delta_n \Delta$. Le terme δ_n/Δ dans (2) indique que la concentration de contrainte due à l'empilement n'agit que sur une fraction δ_n/Δ de l'interface. A partir de l'analyse simple d'Orowan de la déformation du domaine ($\delta_n \times \Delta$), la déformation plastique $\bar{\epsilon}^p$ est reliée à la densité de dislocation selon $\rho = \bar{\epsilon}^p / (b \delta_n)$ et (2) s'écrit

$$\sigma_{\text{loc}} = \sigma (1 + \rho \delta_n^2) = \sigma \left(1 + \bar{\epsilon}^p \frac{\delta_n}{b} \right). \quad (3)$$

La densité de dislocations ρ atteint une valeur de saturation de l'ordre de 10^{16}m^{-2} et en estimant δ_n de l'ordre de 10^{-8}m , nous obtenons l'ordre de grandeur de $\sigma_{\text{loc}} \approx 2\sigma$. En considérant que l'effet de l'empilement induit une augmentation des contraintes (T_n et T_t) à l'interface analogue

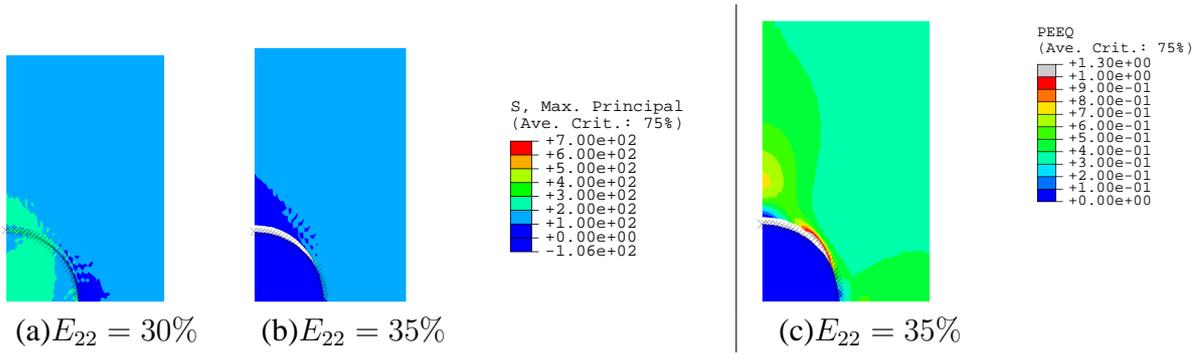


FIG. 4 – Interface dépendant de $\bar{\epsilon}^p$ à l'interface / **Composite "mou"**. (a) - (b) répartition de la contrainte principale maximum (c) répartition de la déformation plastique cumulée à la décohésion.

à σ_{loc} en (3), nous obtenons une contrainte effective à l'interface

$$T_{loc} = T \left(1 + \bar{\epsilon}^p \frac{\delta_n}{b} \right). \quad (4)$$

Pour la valeur $T_{n,loc} = \sigma_{max}^0$, la décohésion est amorcée bien que $T_n < T_{n,loc} = \sigma_{max}^0$ dans la formulation du problème qui ne tient pas compte de cet effet. Afin d'inclure cette influence dans notre analyse, nous proposons de remplacer σ_{max}^0 en (1) par $\sigma_{max}(\bar{\epsilon}^p)$ qui diminuera à mesure que $\bar{\epsilon}^p$ au voisinage de l'interface augmente. Les relations contrainte-ouverture (1) dépendent ainsi de la déformation plastique locale avec une actualisation de $\sigma_{max}(\bar{\epsilon}^p)$ à chaque pas de temps. Nous avons reporté en Fig. 3b l'évolution $\sigma_{max}(\bar{\epsilon}^p)$ adoptée. Tant que la déformation locale $\bar{\epsilon}^p < \bar{\epsilon}^{p0}$, la contrainte à décohésion $\sigma_{max} = \sigma_{max}^0$ car l'effet de l'empilement demeure négligeable. Une diminution linéaire de $\sigma_{max}(\bar{\epsilon}^p)$ est préférée à celle suggérée en Eq (3) pour des raisons de simplicité dans la gamme $\bar{\epsilon}^{p0} \leq \bar{\epsilon}^p \leq \bar{\epsilon}^{p1}$. Lorsque la densité locale de dislocation atteint sa valeur de saturation nous avons $\bar{\epsilon}^p = \bar{\epsilon}^{p1}$, l'effet de l'empilement cesse de provoquer la diminution de σ_{max} et alors $\sigma_{max} = \sigma_{max}^1$.

5 Simulations avec interface dépendant de la déformation plastique

Afin de rendre compte des observations expérimentales pour chaque composite "dur" et "mou", nous avons ajusté les valeurs de $\bar{\epsilon}^{p0}$, $\bar{\epsilon}^{p1}$, σ_{max}^1 de $\sigma_{max}(\bar{\epsilon}^p)$ présentée en Fig. 3 à $\bar{\epsilon}^{p0} = 0.1$, $\bar{\epsilon}^{p1} = 0.4$, $\sigma_{max}^1 = 200\text{MPa}$ et $\sigma_{max}^0 = 700\text{MPa}$ (inchangé). Avec une telle variation de la contrainte σ_{max} à décohésion avec la déformation plastique voisine de l'interface, nous prédisons un endommagement par décohésion pour le composite "mou" pour une déformation $E_{22} \approx 35\%$ (Fig. 4). La répartition de la contrainte principale dans les renforts (Fig. 4a-b) est de l'ordre de 300 MPa et correspond à une probabilité de rupture des particules négligeable. La déformation plastique cumulée reportée en Fig. 4c indique que la décohésion s'est amorcée à 45° de l'axe de traction, où elle est maximum et à l'endroit où la contrainte σ_{max} est la plus basse. La décohésion s'est ensuite propagée jusqu'au pôle où la concentration de contrainte dans le ligament formé a été suffisante pour conduire à la décohésion sans que celle-ci ne soit assistée par la déformation plastique. Le niveau de déformation prédit pour le décollement est conforme aux observations (1). Nous avons réalisé dans les mêmes conditions une simulation de traction pour le composite "dur", en tenant compte d'une zone cohésive avec $\sigma_{max}(\bar{\epsilon}^p)$. Nous avons reporté en Fig. 5 la répartition de la contrainte principale maximum à l'amorce de la

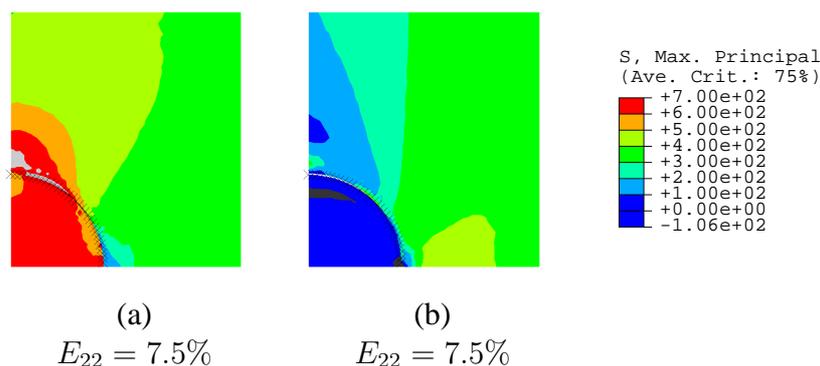


FIG. 5 – Interface endommageable / **Composite "dur"** : répartition de la contrainte principale maximum à l'armorçage de la décohésion à l'interface.

décohésion qui a lieu pour $E_{22} \approx 7.5\%$. Nous notons que cette dernière a lieu pour une valeur inférieure à celle prédite dans le cas d'une zone cohésive ne dépendant pas de la déformation plastique ($E_{22} \approx 11.5\%$, cf. Fig. 2a-b). Bien que l'aptitude à la déformation plastique du composite "dur" soit inférieure à celle du composite "mou", elle peut localement être suffisante pour diminuer légèrement la valeur de la contrainte de décohésion σ_{\max} et provoquer le décollement à l'interface pour une déformation macroscopique moindre, comparée à celle prédite avec une interface indépendante de la déformation plastique locale. Le niveau de la contrainte principale maximum relevé en Fig. 5a est suffisamment élevé et proche de $\sigma_w = 700\text{MPa}$ pour provoquer majoritairement la rupture des particules avant la décohésion, ce qui est également conforme à l'expérience (1).

6 Conclusion

Dans le cadre d'une description en J_2 du comportement plastique d'une matrice d'Aluminium renforcée par des particules de Zircone-silice, nous présentons une modification d'une zone cohésive (4) pour rendre compte d'effets de gradient de déformation plastique au voisinage d'une interface. En tenant compte des effets de concentration de la déformation plastique au voisinage de l'interface sous la forme d'empilement de dislocations et à partir d'une analyse physique simple, nous introduisons une dépendance de la contrainte à décohésion σ_{\max} avec la déformation plastique locale. Nous montrons alors que la compétition entre les modes d'endommagement par décohésion à l'interface ou par rupture des particules sont corrélés au caractère "mou" ou "dur" du comportement plastique de la matrice, si une telle dépendance est effectivement prise en compte. Une telle formulation permet l'utilisation d'une description classique en J_2 de la plasticité des métaux, sans recourir à des formulations plus sophistiquées à gradient de déformation.

Références

- [1] Babout L., Maire E., Fougères R., 2004, Acta Mater., 52, 2475-2487.
- [2] Babout L., Bréchet Y., Maire E., Fougères R., 2004, Acta Mater., 52, 4517-4525.
- [3] Abaqus 2002 V6.3 User's manual (Pawtucket, Rhode Island, USA : ABAQUS inc.)
- [4] Needleman A., 1990, Int. Journal. Fract., 42,21-40.
- [5] Gao Y.F., Bower A.F., 2004, Model. Simul. Mat. Sci. & Engng, 12, 453-463.
- [6] Hirth J.P., Lothe J., 1982, Theory of dislocations, 2nd Ed., Wiley-Interscience Publication.