



HAL
open science

Rupture ductile plate/inclinée, nouveaux matériaux : des défis pour la modélisation

Gilles Rousselier

► **To cite this version:**

Gilles Rousselier. Rupture ductile plate/inclinée, nouveaux matériaux : des défis pour la modélisation. 23ème congrès français de mécanique, Aug 2017, Lille, France. 10 p. hal-01634936

HAL Id: hal-01634936

<https://minesparis-psl.hal.science/hal-01634936>

Submitted on 14 Nov 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.

Rupture ductile plate/inclinée, nouveaux matériaux : des défis pour la modélisation

G. ROUSSELIER^a

a. MINES ParisTech, PSL Research University, MAT-Centre des Matériaux,
CNRS UMR 7633, BP 87, 91003 Evry Cedex, France, gilles.roussefier@ensmp.fr

Résumé

La transition rupture plate/rupture inclinée et la rupture ductile en cisaillement et/ou à faible triaxialité des contraintes restent difficiles à modéliser. Les performances des modèles de plasticité poreuse sont examinées sous cet aspect. Par ailleurs, ces modèles sont basés sur les mécanismes d'amorçage, de croissance et de coalescence de cavités. Or, dans les nouveaux alliages, par exemple les alliages d'aluminium développés pour réduire le poids sans compromettre la sécurité des moyens de transport, on peut observer des ruptures transgranulaires sans cavités. Les observations au microscope électronique à balayage sont confirmées par la tomographie aux rayons X. Un autre modèle de rupture ductile doit être associé à la plasticité poreuse pour simuler le comportement des éprouvettes et des structures. A cet effet, le modèle de rupture de Coulomb est formulé à l'échelle des systèmes de glissement. Le modèle couplé est utilisé pour simuler par éléments finis une éprouvette plate de traction avec entaille et une éprouvette de cisaillement, prélevées dans une extrusion en alliage d'aluminium 6260-T6, ainsi qu'une éprouvette CT mince en alliage aluminium-cuivre-lithium 2198-T8R. L'éprouvette de traction présente une surface de rupture inclinée et mixte cupules-transgranulaire. La surface de rupture de l'éprouvette de cisaillement est plate sans cavités. Dans l'éprouvette CT, la croissance de fissure est plate et mixte cupules-transgranulaire puis inclinée sans cupules. Les résultats expérimentaux et numériques sont en bon accord, tant pour les déformations à rupture, la fissuration, que pour les mécanismes à l'échelle microscopique.

Abstract

Flat-slant fracture transition and ductile fracture in shear and/or at small stress triaxiality remain a critical topic, in particular in new aluminum alloys. Some porous plasticity models are inadequate. Besides, the micromechanism of fracture can be transgranular without prior void damage. Coulomb's fracture model, associated with an appropriate porous plasticity model, is used to simulate notched tensile, shear and CT specimens made of aluminum alloys 6260-T6 and 2198-T8R thin sheets. The experimental and numerical results are in good agreement with regard to fracture strains and locations, macroscopic and microscopic features.

Mots clefs : rupture ductile, plasticité poreuse, modèle de Coulomb, aluminium, éléments finis

1 Introduction

De nouveaux alliages ductiles sont développés pour les structures, en particulier pour diminuer le poids sans réduire la sécurité des transports. La pertinence des modèles et les mécanismes de rupture doivent être revisités, notamment lorsque la triaxialité des contraintes, le facteur principal, avec la déformation, de l'endommagement par croissance et coalescence de cavités, est faible, typiquement inférieure à 1. La tomographie-laminographie synchrotron apporte des informations supplémentaires par rapport aux techniques traditionnelles d'examen. Ces techniques sont précieuses pour valider les modèles.

Le papier est organisé comme suit. Dans une première partie, les difficultés rencontrées avec des modèles largement utilisés et les conditions requises sont discutées. Les résultats expérimentaux aux échelles macroscopique et microscopique sont présentés. Dans la deuxième partie, un nouveau modèle est décrit et les simulations par éléments finis sont confrontées aux essais expérimentaux.

2 Les modèles à l'épreuve

2.1 Plasticité poreuse

Le modèle de Gurson [1] est fondé sur une analyse limite qui utilise deux champs de vitesse-tests cinématiquement admissibles pour une sphère creuse. Le potentiel plastique et surface d'écoulement G s'écrit:

$$G = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma^*} \right)^2 - 1 - q_3 f^2 + 2q_1 f \cosh \left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma^*} \right) = 0 \quad (1)$$

Dans le modèle original, $q_1 = q_2 = q_3 = 1$ et $\sigma^* = \sigma_Y$ est la contrainte d'écoulement du matériau rigide-plastique sans écrouissage. Les deux champs-tests sont adaptés à la phase de croissance initiale des cavités mais ne le sont plus du tout pour les fortes porosités et la coalescence. Effectivement, Tvergaard et Needleman ont constaté que le modèle original surestime fortement les chargements à rupture et ont proposé deux modifications heuristiques (modèle GTN) [2]. La première introduit les paramètres q ; en particulier, $q_1 > 1$ accélère la croissance de cavité, en meilleur accord avec les mesures, notamment par imagerie synchrotron [3]. Cependant, la croissance en sinus hyperbolique, dérivée de l'équation (1), reste trop petite aux faibles triaxialités des contraintes σ_m / σ_Y , obtenues entre autres dans les produits minces. La rupture en cisaillement pur $\sigma_m = 0$ (triaxialité nulle) ne peut être obtenue car la croissance est nulle. La seconde modification est l'accélération de la croissance pour une fraction volumique critique $f = f_c$. Cette modification est la plus importante car si f_c est petit et l'accélération forte, ce qui est très souvent le cas dans les applications avec le modèle GTN, c'est le critère $f = f_c$ qui génère la localisation de la déformation et l'équation (1) ne sert plus que de fonction d'adoucissement.

Par ailleurs, dès les premiers calculs par éléments finis de cellules avec cavité [4], il a été constaté qu'à l'approche de la coalescence la vitesse de déformation devient uniaxiale. Les conséquences pour les modèles de plasticité poreuse n'ont pas toujours été mises en lumière. Dans la figure (1a) l'élément matériel en pure extension dans la direction 1 contient une bande de localisation macroscopique. En

raison de l'adoucissement plastique dans la bande, les deux blocs gauche et droit sont en décharge élastique, leurs vitesses de déformation totale sont donc très faibles. En conséquence, les vitesses de déformation dans la bande sont telles que $\dot{\varepsilon}_{22}^P \cong \dot{\varepsilon}_{33}^P \cong 0$, $\dot{\varepsilon}_m^P \cong \dot{\varepsilon}_{11}^P / 3$ et $\dot{\varepsilon}_{eq}^P \cong 2\dot{\varepsilon}_{11}^P / 3$. (Noter que dans le cas d'une bande normale à la direction d'extension la présence de cavités est nécessaire car $\dot{\varepsilon}_m^P$ n'est pas nul.) On en déduit la condition cinématique nécessaire de localisation macroscopique (**CCNLM**):

$$\dot{\varepsilon}_m^P \cong \dot{\varepsilon}_{eq}^P / 2 \quad (2)$$

Dans la figure (1b), le cas général d'une bande inclinée est montré (des cavités ont été dessinées mais la localisation peut se faire sans cavités avec $\dot{\varepsilon}_m^P = 0$). Les vitesses de cisaillement ne sont plus nulles: $\dot{\varepsilon}_{12}^P \neq 0$ et/ou $\dot{\varepsilon}_{13}^P \neq 0$. La vitesse équivalente $\dot{\varepsilon}_{eq}^P$ est plus élevée que pour une bande normale. La condition nécessaire la plus générale est :

$$\dot{\varepsilon}_m^P \leq \dot{\varepsilon}_{eq}^P / 2 \quad (3)$$

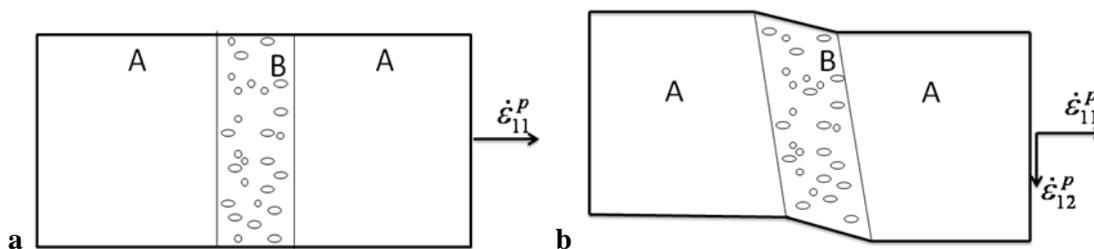


Figure 1. Élément matériel schématique comprenant deux blocs plastiquement inactifs A et une bande de localisation macroscopique de la déformation, extension dans la direction 1.

Avec une surface d'écoulement en plasticité poreuse de type Gurson (Fig. 2 d'après [5]) et la loi de normalité, l'équation (2) n'est vérifiée qu'en un seul point, ce qui limite fortement la capacité du modèle à localiser la déformation. (Cependant, la fonction d'accélération de la croissance des cavités conduit à une contraction rapide de la surface d'écoulement et peut rapprocher ce point des contraintes imposées par la structure, ce qui expliquerait que dans beaucoup d'applications numériques la localisation soit finalement obtenue.) La nécessité d'adjoindre un modèle plus apte à la localisation aux modèles de type Gurson est illustrée par la figure 2. En 1968, Thomason [6] a proposé le premier modèle de coalescence et ce n'est que récemment que le modèle original ou des versions améliorées ont été utilisées. La figure 2 montre le point (c) à partir duquel le modèle de coalescence supplante le modèle de type Gurson. La pente -3/2 du modèle de coalescence vérifie comme il se doit la **CCNLM**, Eq. (2). La courbe en pointillés de la figure 2, pour l'état initial (i), montre aussi l'absence de croissance des cavités à faible triaxialité des contraintes $\eta = \sigma_m / \sigma_Y$.

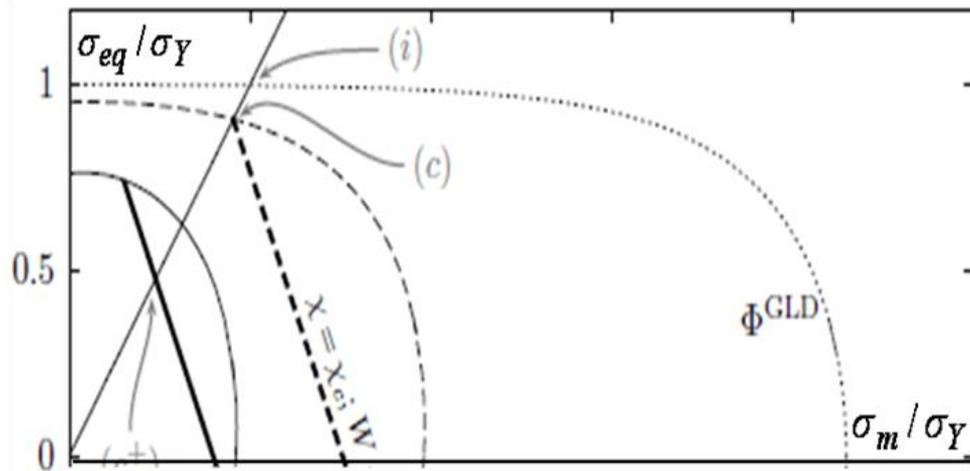


Figure 2. Modèle GLD de type Gurson, $f = f_0 = 0.001$, $f = 0.03$ et $f = 0.15$ (courbes de limite d'écoulement), modèle de coalescence de Thomason-Benzerga, $f = 0.03$ and $f = 0.15$ (lignes droites, pente $-3/2$), d'après [5].

2.2 Présence ou non de cavités, rupture ductile plate/inclinée

Les surfaces de rupture de nouveaux alliages d'aluminium ne présentent pas systématiquement les cupules caractéristiques de l'endommagement par croissance et coalescence de cavités. Deux alliages d'aluminium élaborés sous la forme de produits minces illustrent cette observation. Le premier est l'alliage 6260-T6. Des éprouvettes de traction plate avec entaille (pleine épaisseur 2 mm, rayon d'entaille 10 mm) et de cisaillement (épaisseur de la partie centrale réduite à 1 mm) ont été prélevées dans une extrusion de 2 mm d'épaisseur pour carrosserie automobile (Fig. 3) [7]. Le second est l'alliage aluminium-cuivre-lithium pour applications aéronautiques 2198-T8R. Une éprouvette CT de 1 mm d'épaisseur a été usinée dans une tôle de 2 mm d'épaisseur et le chargement a été appliqué (Fig. 3) dans l'instrument de laminographie du synchrotron de Grenoble (ESRF) [8].

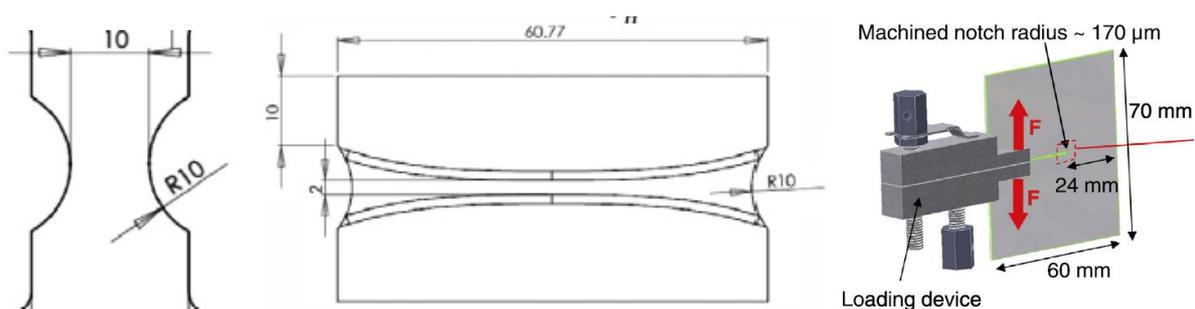


Figure 3. Eprouvettes plate entaillée, de cisaillement et Compact Tension (CT)

L'éprouvette de traction présente une rupture inclinée à $\sim 45^\circ$ dans l'épaisseur. L'examen au MEB (Fig. 4) de l'éprouvette de traction révèle une rupture mixte avec des cupules sur le quart de la surface et des zones plates sans cupules. L'éprouvette de cisaillement présente une surface de rupture plate sans cupules. La fissure de l'éprouvette CT est plate de forme triangulaire sur une longueur de 1 mm avec deux lèvres ductiles qui se rejoignent pour former une fissure inclinée (Fig. 5). La zone plate est

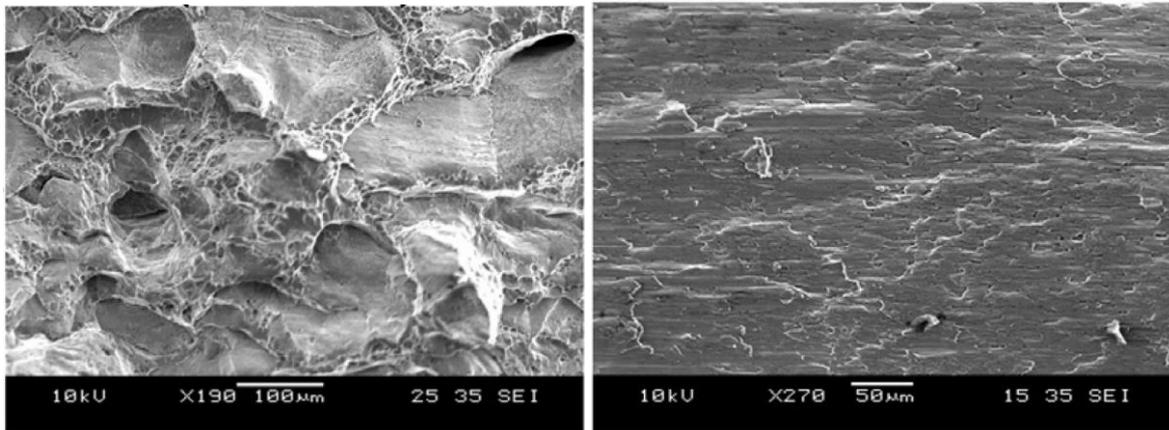


Figure 4. Extrusion mince en alliage d'aluminium 6260-T6, fractographies MEB, éprouvettes de traction plate entaillée, épaisseur 2 mm (gauche) et de cisaillement, épaisseur 1 mm (droite), d'après [7].

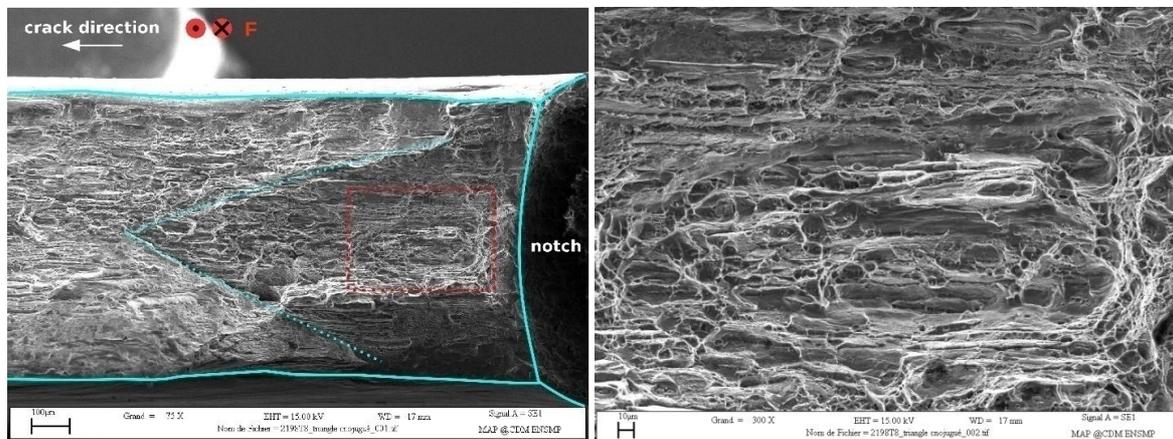


Figure 5. Tôle mince en alliage d'aluminium 2198-T8R. Fractographies MEB, éprouvette CT de 1 mm d'épaisseur, rayon en fond d'entaille 0.17 μm , fractographie pleine épaisseur à gauche, zoom dans la zone triangulaire de rupture plate à droite, d'après [8,9].

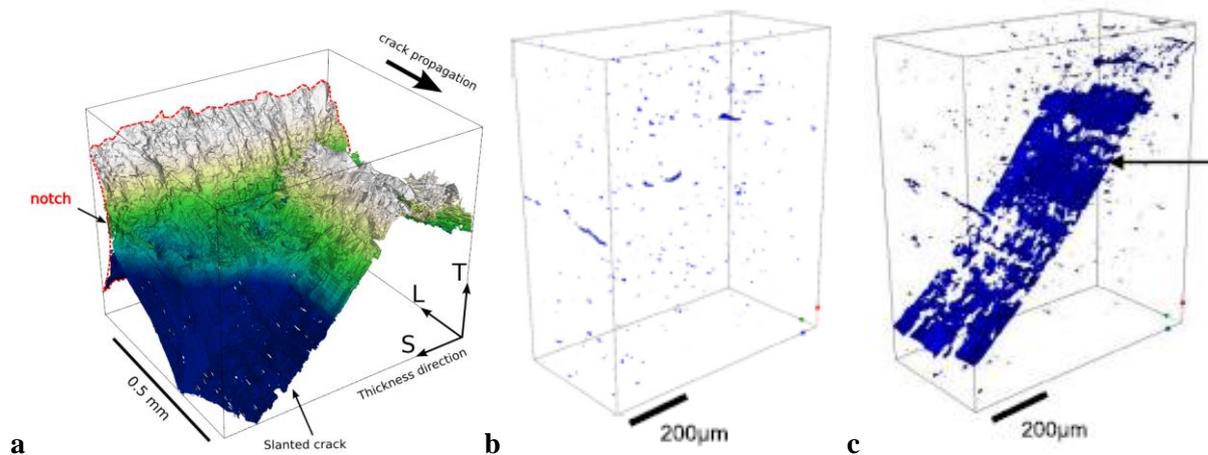


Figure 6. Eprouvette CT en alliage d'aluminium 2198-T8R, laminographie aux rayons X en avant de l'entaille, images de l'endommagement, d'après [8,9].

mixte avec des cupules et des ruptures transgranulaires. L'analyse d'images de la zone de rupture inclinée montre l'absence d'endommagement juste avant la fissuration (Fig. 6b) puis une fissure très fine (Fig. 6c). Ces observations sont en accord avec la faible teneur initiale en cavités (< 0.001%) et l'amorçage tardif des cavités sur les particules intermétalliques (à une déformation de l'ordre de 0.1 pour les deux alliages considérés) [7,9]. S'y ajoutent les faibles triaxialités des contraintes qui ne favorisent pas la croissance des cavités : $\eta \cong 0.7$ au centre de l'éprouvette de traction, $\eta \cong 0.1$ dans l'éprouvette de cisaillement et $\eta < 1$ dans l'éprouvette CT en raison de sa faible épaisseur.

3 Application aux nouveaux alliages d'aluminium

3.1 Modèles

Pour la rupture transgranulaire, le modèle de Coulomb est utilisé à l'échelle de chaque système de glissement $s = 1-12$ (structure cristallographique cfc) [7,9]. Une vitesse de glissement $\dot{\gamma}_s^C$ est ajoutée à la vitesse classique $\dot{\gamma}_s$ lorsque $|\tau| + c_0\sigma_n \geq R_0$, où τ et σ_n sont les composantes de cisaillement et normale sur le système s de la contrainte dans le grain. Les deux paramètres du modèle de Coulomb sont R_0 and c_0 . La nouveauté du modèle est d'introduire un adoucissement sous la forme $R_0 \exp(-b_0\dot{\gamma}_{cum}^C)$ où $\dot{\gamma}_{cum}^C = |\dot{\gamma}^C|$ est le glissement cumulé, avec une valeur faible de b_0 (typiquement $b_0 = 1$ ou 2) pour que l'adoucissement soit progressif, ce qui permet de localiser la déformation dans une bande. La mise en œuvre de ce modèle se fait dans le cadre d'un modèle polycristallin autocohérent de plasticité [7,9] dont les équations ne sont pas rappelées ici. Ce cadre impose la reformulation d'un modèle de plasticité poreuse, ce qui n'est pas possible avec les modèles de type Gurson qui sont quadratiques, Eq. (1), mais réalisable avec le modèle de Rousselier [10,11,7,9] avec le potentiel plastique :

$$R = \frac{\sigma_{eq}}{1-f} - \left(\sum_{g=1}^N f_g \underline{\sigma}_g \right)_{eq} + D_1 f \sigma_1 \exp\left(\frac{\sigma_m}{(1-f)\sigma_1} \right), \quad (4)$$

Dans l'équation (4), les grains de la matrice $g = 1$ à N ont pour fractions volumiques $(1-f)f_g$ et pour tenseur des contraintes $\underline{\sigma}_g$ (l'équation pour $\underline{\sigma}_g$ n'est pas donnée ici). D_1 et σ_1 sont des constantes. Un modèle de nucléation des cavités est également utilisé pour les particules intermétalliques.

A son vertex sur l'axe σ_m (Fig. 7), le modèle de Rousselier obéit à la **CCNLM**, Eq. (2) et Fig. 1a, pour une bande normale. Aux fortes porosités, la pente varie beaucoup moins que celle des modèles de type Gurson, ce qui est plus favorable à la localisation macroscopique de la déformation, y compris pour un cisaillement pur $\sigma_m = 0$ (triaxialité nulle). Il n'est a priori pas nécessaire d'ajouter une accélération de la croissance de cavité ni un modèle spécifique de coalescence de type Thomason.

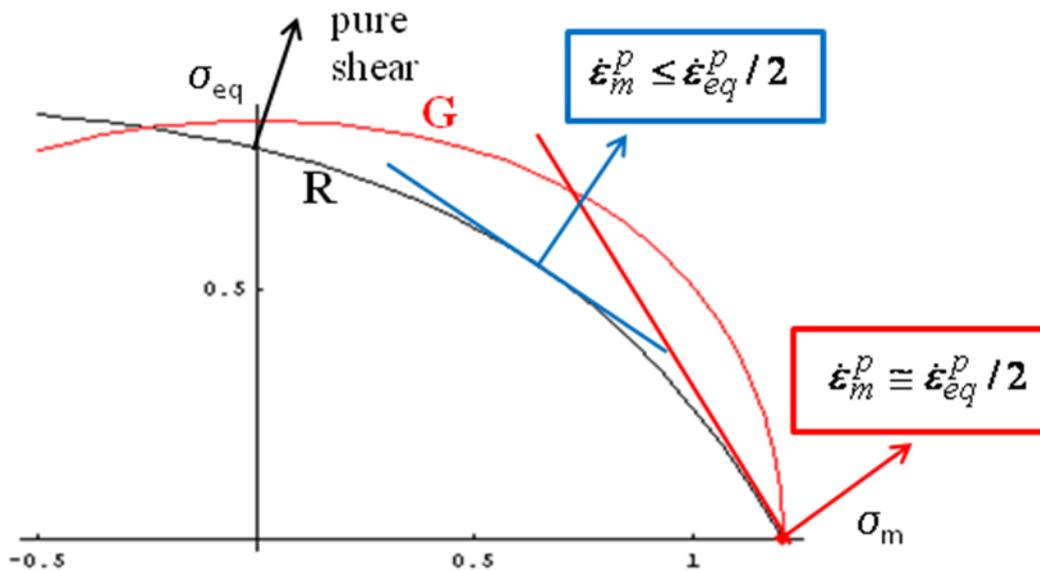


Figure 7. Surface d'écoulement en plasticité poreuse de Rousselier [11] (courbe noire), paramètres : $f = 0.1$, $(\sum f_g \sigma_g) = H = 1$, $\sigma_1 = 2H/3$, $D_1 = 2$. CCNLM avec et sans cisaillement, lignes droites et normales rouges et bleues, Eqs (2) et (3), respectivement (pente $-3/2$ pour la ligne rouge). Modèle GTN de type Gurson (courbe rouge), paramètres supplémentaires : $q_1 = 1.6245$, $q_2 = 1$, $q_3 = 2.25$.

Le cadre polycristallin a d'autres avantages. Il procure une meilleure description de la plasticité anisotrope et surtout de l'anisotropie de l'écroutissage, très importante pour les calculs de rupture avec l'expansion des champs de contrainte et déformation en pointe de fissure et la croissance de fissure, générant des trajets de chargement fortement non proportionnels. Par ailleurs, des bandes de déformation intermittentes ont été mesurées par laminographie synchrotron associée à la corrélation d'images 3D (DVC) dans l'épaisseur de l'éprouvette CT en alliage 2198-T8R [8]. Un modèle de vieillissement dynamique (DSA) a été introduit à l'échelle des systèmes de glissement pour simuler ces bandes de type Portevin-Le Chatelier [12,9]. Ces sujets ne sont pas traités dans le présent article.

En résumé, le tenseur vitesse de déformation plastique macroscopique est :

$$\underline{\dot{\epsilon}}^P = (1-f) \sum_{g=1}^N f_g \sum_{s=1}^{12} \underline{m}_{sg} (\dot{\gamma}_s + \dot{\gamma}_s^C) + f \frac{D_1}{3} \exp\left(\frac{\sigma_m^*}{(1-f)\sigma_1}\right) \dot{\epsilon}_{eq}^P \underline{1}. \quad (5)$$

Dans l'équation (5), N est le nombre grains; \underline{m}_{sg} est le tenseur d'orientation de chaque système de glissement; $\underline{1}$ est le tenseur unité; $\dot{\epsilon}_{eq}^P$ est calculé en prenant le second invariant du premier terme de la partie droite de l'équation. Le second terme de la partie droite correspond à la vitesse de déformation volumique $\dot{\epsilon}_m^P$, obtenue par dérivation du potentiel plastique, Eq. (4).

3.2 Résultats des simulations par éléments finis

L'identification des paramètres des modèles n'est pas rappelée dans le présent article, voir [7,9]. Une procédure d'identification des paramètres d'une texture cristallographique "réduite" (à petit nombre de grains, ici $N = 12$) à partir des essais mécaniques est utilisée. Cela permet d'obtenir des temps de calcul raisonnables. Pour les trois géométries d'éprouvettes et les deux matériaux, les courbes force-déplacement sont en bon accord, pour un maillage donné. La dépendance à la taille et à l'orientation des éléments finis (maillage cartésien ou incliné) a été étudiée. Ces effets bien connus par ailleurs ne sont pas rappelés ici.

La figure 8 montre la partie centrale de l'éprouvette de traction entaillée, avec à gauche la section à mi-largeur et à droite l'entaille. Dans cette éprouvette, deux bandes de déformation en croix se forment puis rapidement une seule bande à $\sim 45^\circ$ persiste, conduisant à la rupture inclinée, qui s'amorce à mi-épaisseur et mi-largeur, comme dans les essais expérimentaux. La striction dans l'épaisseur est nettement visible. La fissure est définie par les points d'intégration de Gauss déclarés "rompus" lorsque l'endommagement est très élevé : $f = f_F = 0.15$ ou $\gamma_{s,g}^C = \gamma_F = 2$ (indice F pour "final") sur l'un des $12N = 144$ glissements de Coulomb. (f_F ne doit pas être confondu avec un quelconque f_c . Le modèle n'utilise pas de fraction volumique critique.) La fissure s'étend sur toute l'épaisseur et sur la moitié de la largeur au chargement considéré sur la figure 8. La fraction volumique de cavités (Fig. 8a) est élevée, sauf près des surfaces de l'éprouvette, mais la contribution du modèle de Coulomb est prépondérante (Fig. 8b), ce qui correspond à la fractographie MEB de la figure 4. En surface, le glissement de Coulomb activé contribue presque seul à l'endommagement car la triaxialité des contraintes plus faible limite la croissance des cavités.

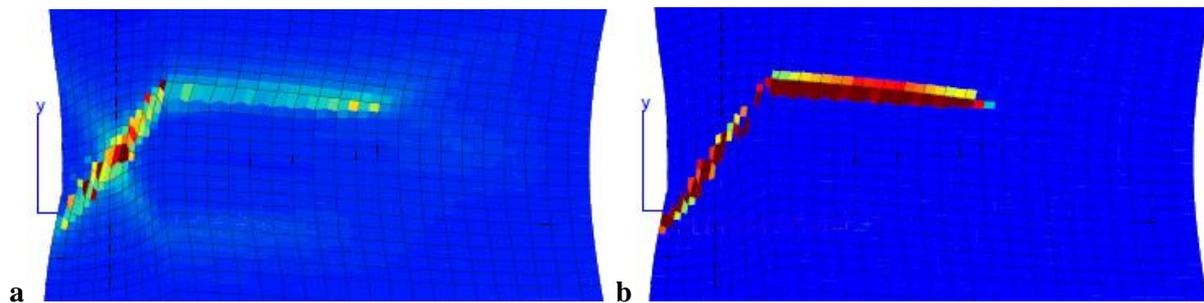


Figure 8. Epreuve de traction entaillée en alliage d'aluminium 6260-T6, a) fraction volumique de cavités f (échelle 0-0.12), b) glissement de Coulomb activé γ_s^C (échelle 0-2.). D'après [7].

Dans l'éprouvette de cisaillement, l'endommagement des deux fissures principales est dû au seul modèle de Coulomb, en accord avec la fractographie MEB de la figure 4. Les fissures s'amorcent et se propagent exactement comme dans l'essai expérimental (Fig. 9) [7].

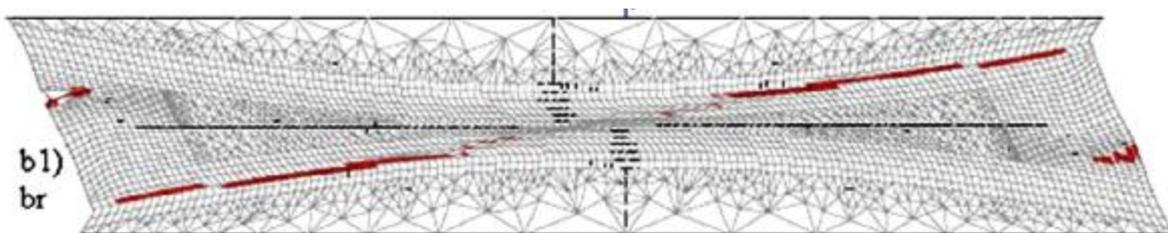


Figure 9. Epreuve de cisaillement en alliage d'aluminium 6260-T6, fissuration (éléments finis "rompus"). D'après [7].

Dans l'éprouvette CT en alliage 2198-T8R, la figure 10 montre la fissure plate dont la largeur se réduit depuis le fond d'entaille ($\Delta x=0$) jusqu'à $\Delta x \sim 1$ mm de propagation, comme sur la figure 5. La striction dans l'épaisseur est très marquée. La fissure est ensuite inclinée comme sur la figure 6. La fissure plate triangulaire et l'intersection de la fissure inclinée avec le plan de l'entaille et la surface de l'éprouvette apparaissent sur la figure 10c. Dans la zone plate triangulaire, les contributions à l'endommagement de la fraction volumique de cavités et des glissements de Coulomb sont équivalentes [9]. Dans les lèvres ductiles et dans la zone de rupture inclinée, la croissance de cavités est très faible [9].

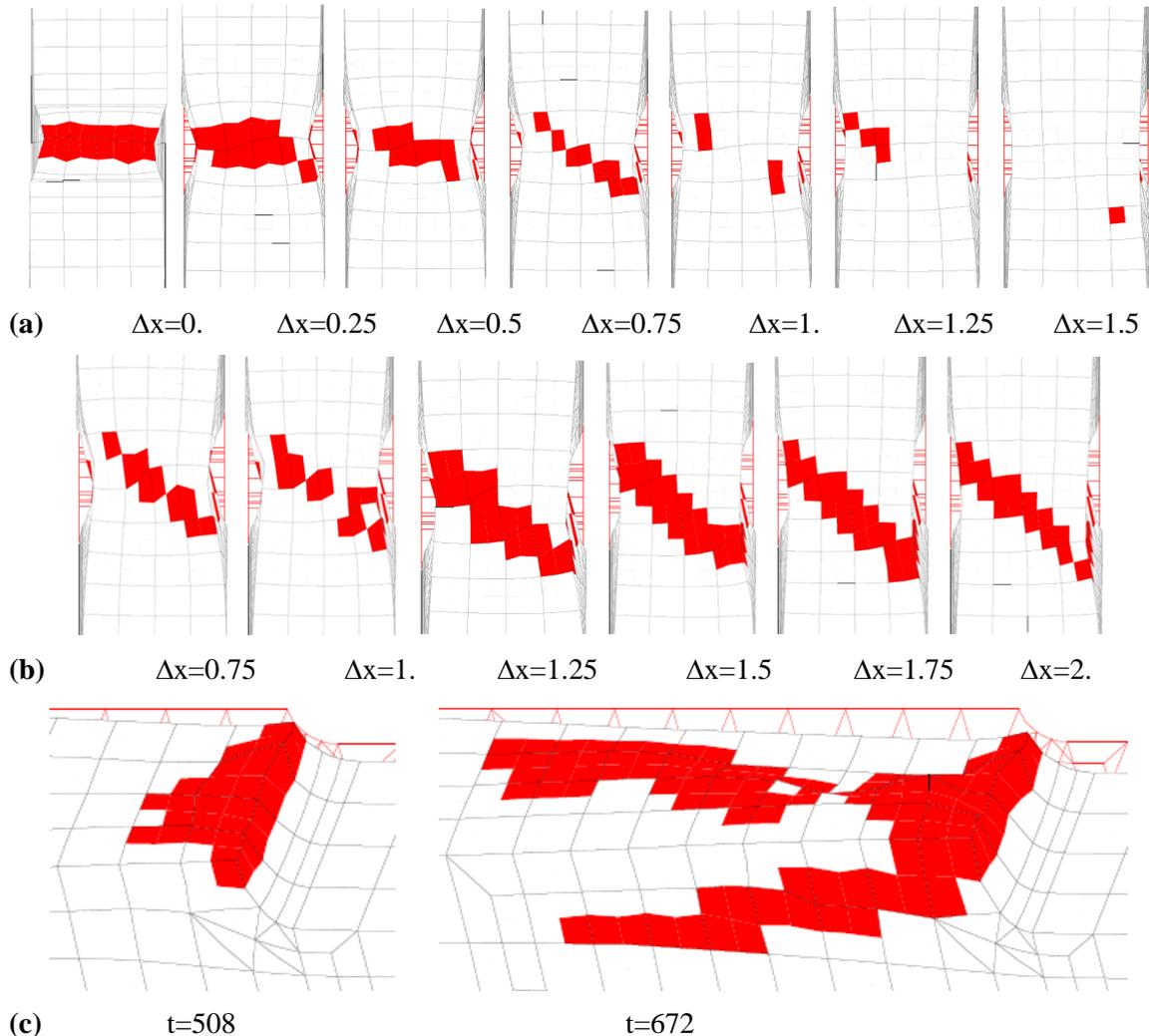


Figure 10. Eprouvette CT en alliage d'aluminium 2198-T8R, fissuration (éléments finis "rompus"), a) sections à des distances Δx en avant de l'entaille, au temps $t=610$, b) idem, $t=698$, c) section dans le plan de l'entaille à $t=508$ et 672 . D'après [9].

4 Conclusions

Les nouveaux matériaux, en particulier les alliages d'aluminium, sont optimisés pour réduire la fraction volumique initiale et la nucléation des cavités. Aux fortes déformations, des mécanismes de rupture transgranulaire peuvent alors contribuer à la rupture ductile. Par ailleurs, la transition rupture

plate/rupture inclinée et la rupture ductile en cisaillement et/ou à faible triaxialité des contraintes restent difficiles à modéliser. Les modèles de rupture ductile couramment utilisés sont déficients ou insuffisants. Un modèle de plasticité poreuse adéquat et le modèle de rupture de Coulomb mis en œuvre à l'échelle des systèmes de glissement ont été associés. Avec ce modèle couplé, une éprouvette plate de traction avec entaille et une éprouvette de cisaillement, prélevées dans une extrusion en alliage d'aluminium 6260-T6, ainsi qu'une éprouvette CT mince en alliage aluminium-cuivre-lithium 2198-T8R, ont été simulées par éléments finis. Les résultats expérimentaux et numériques sont en bon accord, tant pour les déformations à rupture, la fissuration, que pour les mécanismes à l'échelle microscopique.

Références

- [1] A.L. Gurson, Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: part I—yield criteria and flow rules for porous ductile media. *J. Engng. Mater. Technol.* 99 (1977), 2-15.
- [2] V. Tvergaard, A. Needleman, Analysis of cup-cone fracture in a round tensile bar. *Acta Metall.* 32 (1984), 157-169.
- [3] E. Maire, S. Zhou, J. Adrien, M. Dimichiel. Damage quantification in aluminum alloys using in situ tensile tests in X-ray tomography. *Engng. Fracture Mech.* 78 (2011), 2679-2690.
- [4] J. Koplik, A. Needleman, Void growth and coalescence in porous plastic solids. *Int. J. Solids Structures* 24 (1988), 835-853.
- [5] A. Benzerga, J.B. Leblond, Ductile fracture by void growth to coalescence. *Advances in Applied Mechanics* 44 (2010), 196-305.
- [6] P.F. Thomason, A theory for ductile fracture by internal necking of cavities. *J. Inst. Metals* 96 (1968), 360.
- [7] G. Rousselier, M. Luo, A fully coupled void damage and Mohr-Coulomb based ductile fracture model in the framework of a Reduced Texture Methodology. *Int. J. Plasticity* 55 (2014), 1-24.
- [8] T.F. Morgeneyer, T. Taillandier-Thomas, L. Helfen, T. Baumbach, I. Sinclair, S. Roux, F. Hild, In situ 3-D observation of early strain localization during failure of thin Al alloy (2198) sheet. *Acta Materialia* 69 (2014), 78-91.
- [9] G. Rousselier, T.F. Morgeneyer, S. Ren, M. Mazière, S. Forest, Interaction of the Portevin-Le Chatelier phenomenon with ductile fracture of a thin aluminum specimen: experiments and simulations. *Int. J. Fracture* (2017), doi 10.1007/s10704-017-0203-5.
- [10] G. Rousselier. Finite deformation constitutive relations including ductile fracture damage. S. Nemat-Nasser, S., (Ed.), *Three-dimensional constitutive relations and ductile fracture*. North-Holland, Amsterdam, 1981, 319-343.
- [11] G. Rousselier, Ductile fracture models and their potential in local approach of fracture. *Nuclear Engng. Design* 105 (1987), 97-111.
- [12] G. Rousselier, S. Quilici, Combining porous plasticity with Coulomb and Portevin-Le Chatelier models for ductile fracture analyses. *Int. J. Plasticity* 69 (2015), 118-133.