



**HAL**  
open science

# GLISSEMENT AUX JOINTS DE GRAINS DANS LES MATÉRIAUX MÉTALLIQUES : ÉTUDE PAR ESSAIS IN-SITU MEB ET CARACTÉRISATION PAR CIN

Alexandre El Sabbagh, Jean Raphanel, Michel Bornert, Alexandre Dimanov

► **To cite this version:**

Alexandre El Sabbagh, Jean Raphanel, Michel Bornert, Alexandre Dimanov. GLISSEMENT AUX JOINTS DE GRAINS DANS LES MATÉRIAUX MÉTALLIQUES : ÉTUDE PAR ESSAIS IN-SITU MEB ET CARACTÉRISATION PAR CIN. Colloque national MECAMAT “ Matériaux Numériques ”, Jan 2018, Aussois, France. hal-03323436

**HAL Id: hal-03323436**

**<https://hal.science/hal-03323436v1>**

Submitted on 21 Aug 2021

**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.

# GLISSEMENT AUX JOINTS DE GRAINS DANS LES MATÉRIAUX MÉTALLIQUES : ÉTUDE PAR ESSAIS IN-SITU MEB ET CARACTÉRISATION PAR CIN

A. El Sabbagh<sup>a</sup>, A. Dimanov<sup>a</sup>, J. Raphanel<sup>a</sup>, M. Bornert<sup>b</sup>

<sup>a</sup> Laboratoire de Mécanique des Solides, Université Paris-Saclay, CNRS UMR 7649, Ecole Polytechnique, 91128 Palaiseau, France, alexandre.el-sabbagh@polytechnique.edu ;

<sup>b</sup> Université Paris-Est, Laboratoire Navier (UMR 8205), CNRS, Ecole des Ponts ParisTech, IFSTTAR, F-77455 Marne-la-Vallée, France

**Résumé** Le but de cette étude est de caractériser les mécanismes de déformation plastiques à moyennes et hautes températures ( $>0.4 T_m$ ) dans les métaux, en se concentrant sur l'observation du glissement aux joints de grain (GBS pour "Grain Boundary Sliding"). Nous avons mené des essais de compression uniaxiale sur des échantillons d'aluminium à vitesse de déplacement constante dans un microscope électronique à balayage (MEB). L'outil de corrélation d'images numériques (CIN) a été utilisé pour quantifier les champs de déformations locales aux échelles micro et mésoscopiques, grâce à la réalisation de motifs multi-échelles par micro-lithographie MEB sur la surface l'échantillon. Nous observons que depuis l'entrée en plasticité et tout au long de la déformation, la plasticité cristalline et le GBS coexistent et coopèrent. Nous recherchons la part de GBS dans la déformation totale, ainsi que les conditions de chargement (température et vitesse de déformation) et la microstructure (configurations locales des grains voisins) favorisant ce dernier.

**Mots-clés :** Glissement aux joints de grains, Plasticité cristalline, Corrélation d'images numériques

## 1 Introduction

Les matériaux métalliques sont souvent sujets à de très sévères conditions de travail menant à des évolutions microstructurales. Par exemple, les alliages de l'industrie nucléaire sont exposés à l'irradiation, à la corrosion et la ségrégation d'impuretés, produisant des défauts qui réduisent la résistance du matériau et la durée de vie des structures. Ces défauts d'origine chimique, thermique et mécanique apparaissent plus facilement et sont plus actifs aux interfaces et joints de grains qui deviennent des sites privilégiés d'endommagement. C'est pourquoi il est fondamental de comprendre le comportement mécanique particulier des joints de grains, en particulier à haute température, quand la diffusion contribue au fluage macroscopique. Dans ce travail nous nous concentrons sur la déformation plastique à l'échelle locale d'un ensemble de quelques grains et nous étudions à la fois les déformations plastiques intra et intergranulaires.

## 2 Méthode expérimentale

Nous avons développé un dispositif pour réaliser des essais de compression in-situ à chaud dans un microscope électronique à balayage (MEB). Pour évaluer les champs de déformations locales à différentes échelles et pour quantifier les contributions des différents mécanismes nous avons utilisé la corrélation d'images numériques (CIN) (Bornert et al., 2003[1]; Gaye et al., 2013 [3]). Les échantillons parallélépipédiques d'alliage AlMn0.1 ( $4 \times 4 \times 6 \text{ mm}^3$ ) sont comprimés à l'intérieur d'un MEB (Quanta 600 FEI) à température ambiante,  $100^\circ\text{C}$  ( $0.4T_m$ ),  $200^\circ\text{C}$  ( $0.5T_m$ ) et  $300^\circ\text{C}$  ( $0.6T_m$ ). La déformation uniaxiale est réalisée à une vitesse de déplacement constante de  $0.1 \mu\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$ , qui correspond à une vitesse de déformation initiale d'environ  $1,7 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ . Les images MEB de la région d'intérêt (ROI) sont acquises tous les 0.5% de déformation axiale jusqu'à une déformation finale de 5%. Afin d'obtenir les champs cinématiques avec la méthode de CIN, nous avons utilisé la technique de micro-lithographie pour déposer un motif multi-échelles, aux échelles micro et mésoscopique. Le dépôt, d'une épaisseur de quelques nanomètres, est réalisé par évaporation sous vide d'un métal. Pour qu'il ne démouille pas à  $300^\circ\text{C}$  nous avons utilisé du platine. Le motif mésoscopique (ROI-1) est une matrice de croix de  $3 \times 3 \text{ mm}^2$ , espacées de  $125 \mu\text{m}$  les unes des autres. Dans la région centrale de ROI-1, nous réalisons une grille carrée de  $1 \times 1 \text{ mm}^2$  (ROI-2) avec un pas de  $3 \mu\text{m}$  (Fig. 1a). Les croix permettent une évaluation rapide de la déformation moyenne de ROI-1 à l'échelle mésoscopique à chaque étape du chargement, ainsi qu'une appréciation du degré

d'hétérogénéité à l'échelle de l'agrégat de quelques dizaines de grains. La grille permet d'obtenir le champ de déformation dans ROI-2 avec une bien plus haute résolution spatiale. La corrélation d'images numériques a été réalisée à partir des images MEB avec le logiciel maison CMV.

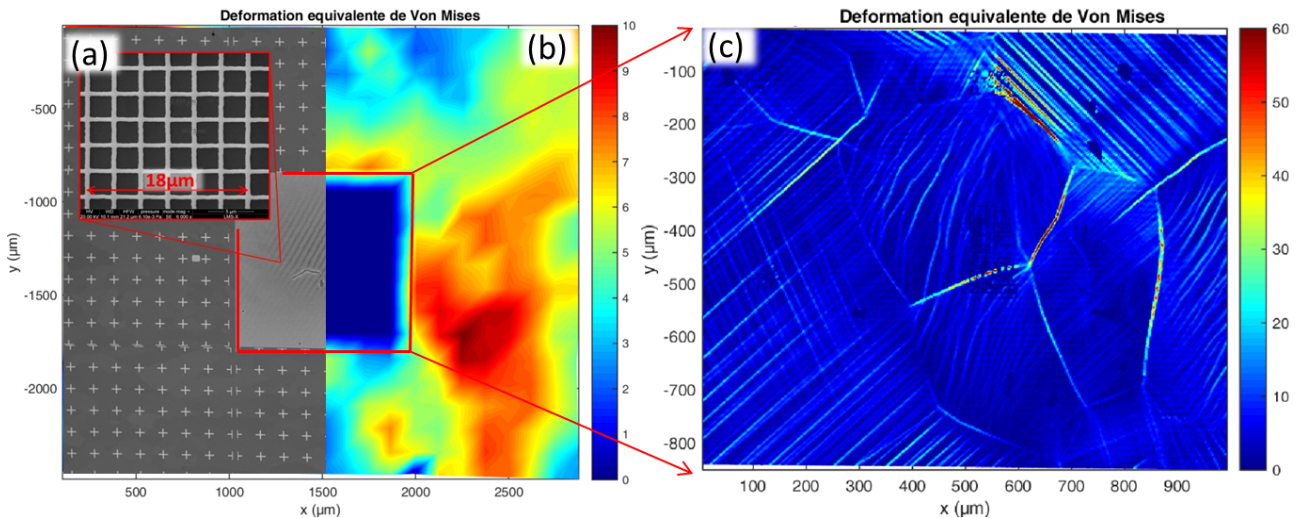


FIGURE 1 – (a) Marquage fait par lithographie. Champ de déformation équivalente 200°C.  $\epsilon = 0.05$ . Echelle en %. (b) ROI-1 : région de 3mm de large, base de mesure de 250  $\mu\text{m}$ ; (c) ROI-2 : région de 1mm de large, base de mesure de 6  $\mu\text{m}$ .

### 3 Results

Toutes les composantes du gradient de déformation plane sont calculées à l'échelle des grilles à partir du champ de déplacement obtenu par CIN 2D. En supposant négligeables les gradients de déplacement hors plan, le second invariant du tenseur de déformation plane peut être calculé. Ce dernier coïnciderait avec la déformation équivalente de Von Mises dans le cas d'un tenseur de déformation local axial symétrique. On l'utilise ici pour représenter l'intensité de la déformation locale. Les résultats sont représentés sur des cartes de déformation, comme celles Fig.1(b,c), correspondant à un échantillon déformé à 200°C. La figure 1b montre la carte de déformation sur ROI-1, dont la résolution spatiale est limitée en raison du marquage grossier (croix). On note cependant que le champ de déformation est hétérogène, dû au fait que la taille de grain est conséquente (300  $\mu\text{m}$ ). Ces données nous apportent les conditions limites cinématiques autour de la zone central à plus fort grandissement ROI-2 et peuvent aider dans l'interprétation de sa déformation. Le marquage de grille ROI-2 permet d'observer de fortes localisations (Fig.1c). A l'intérieur des grains, la CIN met en évidence des lignes droites et parallèles qui sont des traces de bandes de glissements, résultant de la plasticité cristalline. La plupart de ces traces se voient par observation directe de la surface. Elles peuvent être analysées par rapport à l'orientation des cristaux grâce à une acquisition de celle-ci par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD). La majorité des traces observées correspondent à l'intersection avec la surface d'observation de plans de glissement  $\{111\}$ , mais pas toujours. Certaines des localisations observées ne sont pas rectilignes mais ondulées (voir grain central dans Fig.1c), ce qui peut être attribué à du glissement non compact (Mecif et al. 1997[2]) en gardant les directions de glissement  $\langle 110 \rangle$ . D'autre part, on peut observer que du GBS intense se produit à de nombreux joints de grains, avec une amplitude apparente de plus de 100% de déformation équivalente, qui en considérant la base de mesure utilisée correspond à plusieurs micromètres de saut de déplacement aux interfaces. Plus remarquablement, le GBS apparaît dès le début de la plasticité, indiquant une coopération avec la plasticité cristalline. De plus des effets de point triple sont clairement visibles et traduisent l'effet du glissement du joint qui implique toujours une intensification de la plasticité cristalline aux points triples. Le GBS s'intensifie fortement avec la température. On peut noter que ces localisations s'accompagnent généralement de mouvements hors plan qui ne sont pas quantifiés par la CIN 2D. La contribution du GBS aux composantes planes du gradient de déformation global peut être quantifiée en suivant les procédures de Gaye et al. 2013[3]. Celle-ci est basée sur l'intégration sur toute la ROI des discontinuités du déplacement dans le plan correspondant à tous les joints de grains où il y a eu du

glissement, et évaluées par une formulation de CIN modifiée. Les résultats sont analysés via une approche avec la loi de Schmid, en calculant les cissions résolues, par rapport aux orientations des grains et joints de grains.

## 4 Conclusion

Les essais de compression in-situ MEB associé au traitement par CIN permet de mettre en évidence les mécanismes de déformation plastique, plasticité cristalline et GBS, actifs durant la déformation à chaud de polycristaux d'aluminium. On peut quantifier leur contribution individuelle et montrer que bien que secondaire en terme de participation à la déformation total, le GBS est actif dès le début de la plasticité et le reste durant toute la déformation en parallèle de la plasticité cristalline. Ce type de comportement a déjà été rapporté dans les polycristaux ioniques (Gaye 2013[3], Bourcier 2013[4])Le GBS est un mécanisme secondaire mais nécessaire pour accommoder localement les incompatibilités de plasticité cristalline entre grains voisins du polycristal.

## Références

- [1] P. Doumalin ; M. Bornert ; J. Crépin, Characterization of the strain distribution in heterogeneous materials. *Mécaniques & Industrie, Elsevier*, 4 :607–617, 2003.
- [2] A. Mecif ; B. Bacroix ; P. Franciosi, Temperature and orientation dependent plasticity features of Cu and Al single crystals under axial compression .1. Lattice rotation effects and true hardening stages. *Acta Materialia*, 45 :371–381, 1997.
- [3] A. Gaye ; M. Bourcier ; E. Héripré ; M. Bornert ; A. Dimanov ; J. Raphanel and K. Sab Quantitative investigation of grain boundary sliding in halite rock by sem in situ testing and full field strain measurements. *Proceedings of Photomechanics*, 2013.
- [4] M. Bourcier ; M. Bornert ; A. Dimanov ; E. Héripré ; J. Raphanel Multiscale experimental investigation of crystal plasticity and grain boundary sliding in synthetic halite using digital image correlation. *JOURNAL OF GEOPHYSICAL RESEARCH-SOLID EARTH*, 118 :511–526, 2013.