

Introduction de la localisation en bandes de glissement plastique à l'échelle du grain. Application à l'homogénéisation polycristalline

Maxime Sauzay^{1*}, Diogo Goncalves^{2,3}, Igor Simonovski⁴, Laurent Dupuy¹

¹*CEA Saclay, Paris-Saclay, France*

²*Anciennement, SEMT, CEA Saclay, Université Paris-Saclay, France*

³*Actuellement, centre de recherche des Renardières, EDF, France*

⁴*JRC Petten, Pays-Bas*

**maxime.sauzay@yahoo.fr*

Résumé pour : oral

L'observation des métaux et alliages déformés a montré depuis plus d'un demi-siècle l'existence de bandes de glissement à l'échelle des grains ou des monocristaux. L'observation à différentes échelles a mis en évidence ces bandes d'épaisseur, t , comprise entre la dizaine de nm et quelques microns, dans lesquelles se localise le glissement plastique. Leur formation est avérée lors de :

- La déformation monotone des métaux et alliages CFC ainsi que dans le Fer CC (selon T)
- La déformation cyclique des métaux et alliages CFC, HC et CC (selon T)
- La déformation monotone des métaux et alliages CFC, CC et HC irradiés si la dose est supérieure à typiquement 0.1 déplacement par atome (dpa) à température ambiante.

La simulation micromécanique de la formation de ces bandes est hors de portée de cet exposé. Mentionnons les travaux sur la formation de dipôles ou de boucles prismatiques, qui peuvent ensuite être traînés ou balayés vers des zones denses en dislocations (chargement cyclique). Des simulations par DD ont permis de reproduire la formation de ces bandes, notamment lors de la déformation plastique de métaux irradiés, ou la déformation cyclique de métaux CFC.

Notre propos, ici, est d'introduire dans chaque simulation polycristalline dédiée à un matériau, sous un chargement donné, ces bandes, leur épaisseur t mesurée et leur évolution observée (multiplication versus densité constante). L'objectif est de découvrir quelles propriétés de la déformation polycristalline peuvent ainsi s'expliquer. Deux types de calculs sont introduits :

- Les calculs par éléments finis multicristallins (maillage explicite des bandes dans chaque grain). Les résultats dépendent donc du rapport de forme t/L , avec L la taille de grains;
- Les calculs à champs moyens (schéma de type Mori-Tanaka, avec des bandes de glissement individuelles, ellipsoïdes, de rapport de forme t/L , noyées dans une matrice élastique).

D'après une large confrontation aux résultats expérimentaux, introduire la localisation reproduit :

- L'écroutissement quasi-linéaire lors de la déformation des polycristaux CFC à faible énergie de faute d'empilement, et du nickel hydrogéné, avec des densités de bandes constantes ;
- L'effet Hall-Petch avec la dépendance du pré-facteur de la loi avec le métal ou alliage CFC étudié (Al, Cu, Ni, 316L, Cu30%Zn);
- L'écroutissement d'une large gamme du fer CC irradiés à faible dose (absence de bandes de glissement), mais aussi son absence si la dose motive l'introduction des bandes de glissement dans les calculs d'homogénéisation. Augmentations des limites d'élasticité courbes de traction et lois de Hall-Petch expérimentales et simulées sont en accord.

L'introduction des bandes de glissement, ou non, et de la valeur de leur épaisseur caractéristique explique et reproduit certains mécanismes observés lors de la déformation des polycristaux. Ils motivent le développement de modèles analytiques et de simulations de l'apparition de ces bandes.