

EFFET DE L'ABSORPTION D'HYDROGENE SUR LA LOCALISATION DE LA DEFORMATION PLASTIQUE D'UN ACIER INOXYDABLE 316L

Aubert¹Isabelle, Plessier²François, Saintier³Nicolas, Olive⁴Jean Marc

^{1,4}Laboratoire de Mécanique Physique - CNRS/Université Bordeaux 1 - 351, cours de la Libération- 33405 Talence cedex, France - 05 40 00 22 97 - i.aubert@lmp.u-bordeaux1.fr

²Laboratoire de Mécanique Physique - 05 40 00 22 75 - f.plessier@lmp.u-bordeaux1.fr

³LA.M.E.F.I.P - Equipe d'Accueil 2727 - Université Bordeaux 1 - ENSAM - Esplanade des Arts et Métiers - 33405 TALENCE cedex, France - 05 56 86 53 61 - nicolas.saintier@lamef.bordeaux.ensam.fr

1- Introduction

Ce travail s'inscrit dans le contexte général de l'étude sur l'endommagement provoqué par le couplage entre une sollicitation mécanique et un environnement corrosif, telles que la corrosion sous contrainte (CSC) et la fatigue corrosion (FC). Parmi les nombreux paramètres impliqués dans la CSC des aciers inoxydables, l'hydrogène absorbé, provenant des réactions électrochimiques se produisant en fond de fissure, semble jouer un rôle déterminant. L'hydrogène gazeux peut également pénétrer dans la structure cristalline après dissociation et adsorption à la surface du métal, ce qui complique les opérations de stockage et de production d'hydrogène. En s'intéressant aux premiers stades de l'endommagement, l'étude de l'effet de l'hydrogène sur la plasticité constitue un sujet de recherche crucial.

Des observations au microscope électronique à transmission [1,2] montrent une accélération des dislocations en présence d'hydrogène, qui semble provenir d'une diminution des interactions élastiques entre les dislocations et les obstacles. D'autre part, des études sur différents métaux CFC [3],[4] ont montré qualitativement une modification de la répartition des bandes de glissement en surface, traduisant une localisation de la déformation plastique. Dans cette étude, nous nous proposons de quantifier l'effet de l'hydrogène sur la déformation plastique à l'échelle du grain.

2- Conditions expérimentales et observations AFM

Afin de mettre en évidence les effets de l'hydrogène absorbé sur la déformation plastique de polycristaux d'acier inoxydable 316L, des essais de traction à l'air ont été réalisés sur des éprouvettes préalablement chargées cathodiquement en hydrogène (135 wt.ppm) et des polycristaux non chargés. Après traction, un nombre statistiquement représentatif de bandes de glissement émergeant en surface a été observé à l'aide d'un microscope à force atomique par cartographie de carrés de 50µm par 50µm au centre de différents grains (Figure 1). Nous avons notamment mesuré les espaces (SBS) et les hauteurs (SBH) inter-bandes, que nous avons ensuite moyenné dans chaque grain.

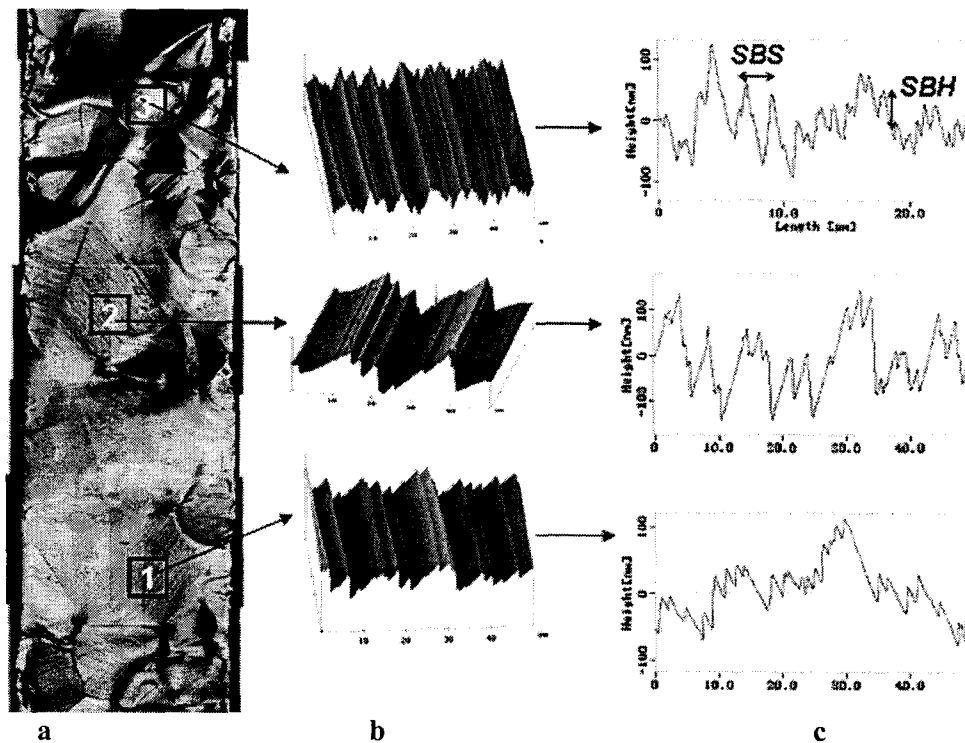


Figure 1: a) Image optique d'un polycristal d'acier inoxydable, b) Images AFM de la topographie de surface des grains c) Cross-section correspondant au glissement plastique (notez que l'échelle en z est environ cent fois supérieure à l'échelle en x)

3- Modélisation et calculs numériques

Parallèlement à ce travail expérimental, le niveau de glissement plastique dans chaque grain a été obtenu par un calcul par Éléments Finis réalisé à partir de la microstructure polycristalline modélisée d'après la cartographie EBSD (figure 2). Le code ZeBuLoN développé par l'Ecole des Mines de Paris permet de rendre compte du comportement plastique des polycristaux étudiés en utilisant le modèle de plasticité cristalline. En effet, le mécanisme de déformation plastique prépondérant à cette température est le glissement sur les 12 systèmes de glissement de la maille CFC. La cission résolue τ^s sur chaque système de glissement "s", donnée par la loi de Schmid (1), est utilisée comme variable critique.

$$\tau^s = \tilde{\sigma} : \tilde{R}^s \quad (1)$$

avec \tilde{R}^s le facteur de Schmid sur le système de glissement "s".

Barbe and Cailletaud [5] ont proposé une formulation phénoménologique élastoviscoplastique permettant de rendre compte de la plasticité cristalline en s'affranchissant des problèmes numériques liés à la détermination des systèmes de glissement actifs.

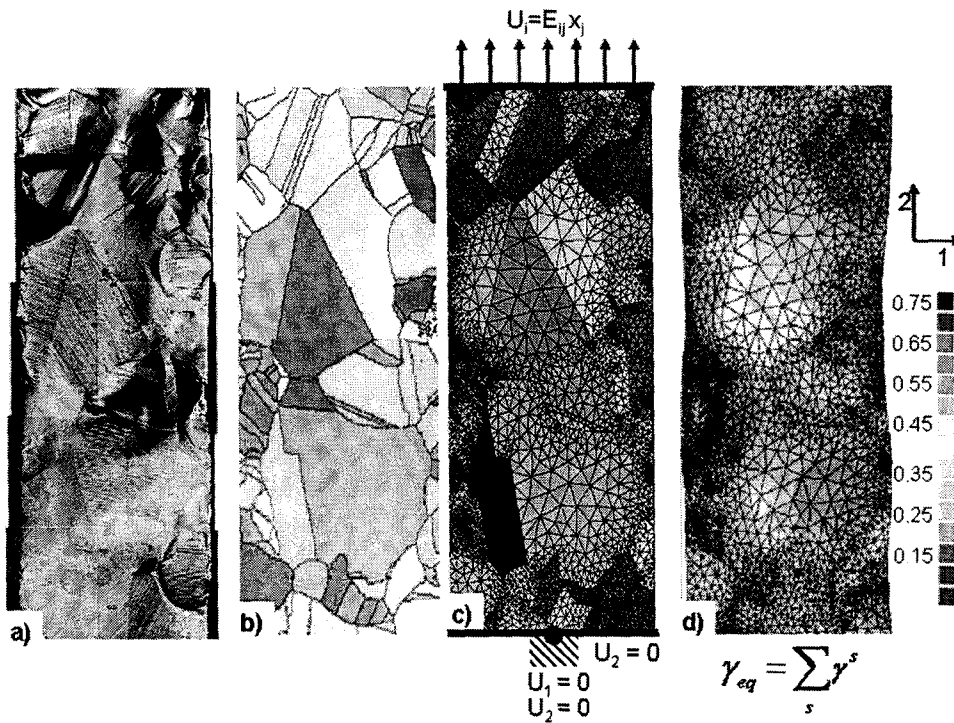


Figure 2: Etapes du calcul numérique a) Image optique, b) orientations cristallographiques obtenues par EBSD, c) Maillage 2D et conditions aux limites d) Résultats: glissement plastique cumulé sur les 12 systèmes de glissement.

L'analyse couplée des résultats numériques et expérimentaux permet de connaître le plan de glissement ayant produit les marches de glissement observées dans chaque grain par AFM. Ce qui permet ensuite de quantifier le nombre de dislocations émergeant pour créer la bande de glissement moyenne dans chaque grain. On peut ainsi comparer les modifications de la localisation de la déformation plastique de l'acier inoxydable 316L induites par l'absorption d'hydrogène.

4- Résultats

Nous avons donc testé, observé et modélisé des polycristaux d'acier inoxydable 316L contenant ou non de l'hydrogène. Les hauteurs moyennes et les espaces moyens des bandes de glissement par grain ont été mesurés par AFM. Le nombre de dislocations nécessaires pour créer cette marche a été calculé.

La figure 3 montre les valeurs des espaces interbandes (projetés suivant la normale au plan de glissement) en fonction de la somme des glissements plastiques se produisant sur ce plan, pour le polycristal avec hydrogène et sans hydrogène.

La figure 4 montre le nombre de dislocation ayant émergée pour créer la marche de glissement moyenne dans le grain en fonction de la somme des glissements plastiques se produisant sur ce plan, pour le polycristal avec hydrogène et sans hydrogène.

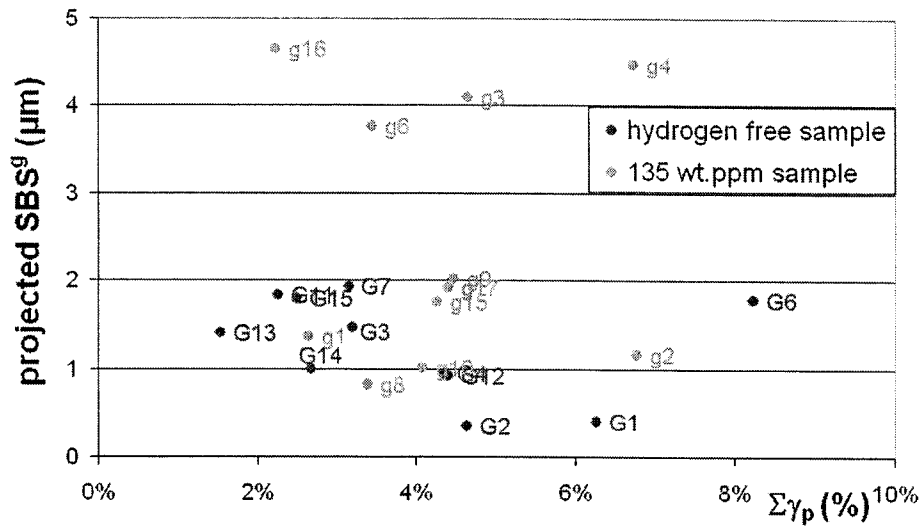


Figure 3: Espaces interbandes (projetés suivant la normale au plan de glissement) en fonction de la somme des glissements plastiques se produisant sur ce plan, pour le polycristal avec hydrogène et sans hydrogène

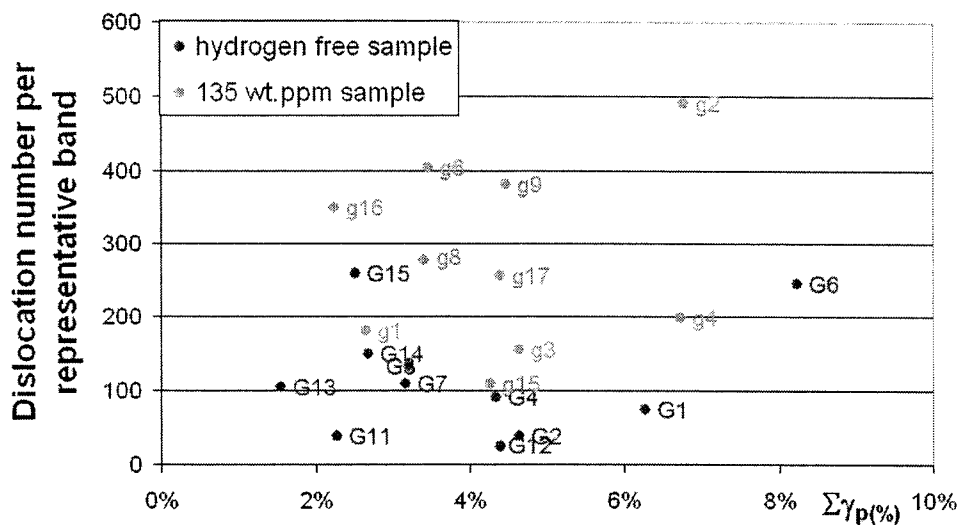


Figure 4: Nombre de dislocation ayant émergée pour créer la marche de glissement moyenne dans le grain en fonction de la somme des glissements plastiques se produisant sur ce plan, pour le polycristal avec hydrogène et sans hydrogène.

On peut ainsi constater que pour un même niveau de glissement intragranulaire, les espaces inter-bandes sont plus larges pour l'échantillon hydrogéné, par rapport au polycristal non chargé. Cet écart peut même atteindre un facteur 4. Parallèlement, le nombre de dislocation moyen émergeant sur une bande est également plus élevé pour l'éprouvette hydrogénée. La physionomie de la déformation plastique d'un grain est donc différente suivant la concentration en hydrogène. En effet, pour un même niveau de déformation plastique, donc un même nombre de dislocation total ayant émergé, la déformation plastique

du polycristal non hydrogéné est plus homogène par rapport au polycristal hydrogéné. Les grains hydrogénés présentent en effet des bandes de glissement plus hautes mais moins nombreuses, qui traduisent une localisation de la déformation plastique induite par l'hydrogène.

5- Conclusion

Cette étude à l'échelle du grain a permis de quantifier l'effet de l'absorption d'hydrogène sur la morphologie du glissement plastique d'un acier inoxydable 316L polycristallin. L'augmentation du nombre moyen de dislocation par bande de glissement est en accord avec les résultats expérimentaux obtenus pour les aciers inoxydables [4],[3]. Cela confirme également les observations [6, 7, 8] qui mettent en évidence une augmentation des phénomènes de transport d'hydrogène induit par les dislocations. Ce transport peut se faire sous la forme d'atmosphère de Cottrell entourant les dislocations mobiles, ce qui conduit à une concentration élevée et localisée des atomes d'hydrogène autour des dislocations. Les observations ainsi que les résultats théoriques, suggèrent que la présence d'atmosphères d'hydrogène dans un métal diminue les interactions élastiques entre les dislocations et augmente donc leur mobilité [1, 2]. Ainsi les dislocations glissent plus facilement sur leur plan de glissement en présence d'hydrogène, et seul un faible nombre de plan de glissement s'activent. L'effet de l'hydrogène, mis en évidence dans cette étude, doit maintenant être pris en compte dans les lois de comportement de plasticité cristalline utilisées pour le calcul par éléments finis.

6- Références

- [1] Birnbaum H.K., Sofronis P.: *Materials Science and engineering* **A176** 191 (1994.)
- [2] Ferreira P.J., Robertson I.M., Birnbaum H.K.: *Acta Materiala* **46(5)** 1749 (1998)
- [3] Lian K., Meletis E.I.: *Corrosion* **52(5)** 347 (1996)
- [4] Katz Y., Tymiak N., Gerberich W.W.: *Engineering Fracture Mechanics* **68** 619 (2001)
- [5] Barbe F, Decker L, Jeulin D, Cailletaud: *G International Journal of Plasticity*, **17** 513 (2001)
- [6] Chêne J., Brass A.M.: *Scripta Materiala* **40** 537 (1999)
- [7] Donovan J.A: *Metallurgical Transactions A*, **7A** 1677 (1975).
- [8] Brass AM, Chêne J: *Corrosion science* **48** 3222 (2006)