



HAL
open science

Mesure de la plasticité accompagnant la propagation de fissures fragiles liées à la présence d'hydrogène

L Stermann, L Vanel, D Tanguy

► **To cite this version:**

L Stermann, L Vanel, D Tanguy. Mesure de la plasticité accompagnant la propagation de fissures fragiles liées à la présence d'hydrogène. 25ème Congrès Français de Mécanique, Aug 2022, Nantes, France. hal-03866145

HAL Id: hal-03866145

<https://hal.science/hal-03866145v1>

Submitted on 22 Nov 2022

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.

Mesure de la plasticité accompagnant la propagation de fissures fragiles liées à la présence d'hydrogène

L. Stermann, L. Vanel et D. Tanguy^a

a. Institut Lumière Matière, UMR5306 Université Lyon 1 - CNRS, Université de Lyon 69622
Villeurbanne cedex, France, dome.tanguy@univ-lyon1.fr

Résumé :

Cet article présente une expérience de monofissuration par l'hydrogène interne dans un alliage d'aluminium. Il est montré comment la corrélation d'images numérique, en utilisant le contraste issu de la dégradation de la surface pendant le chargement électrolytique en hydrogène, permet de suivre l'avancée de la fissure, de mesurer son profil d'ouverture et la plasticité injectée dans le système pendant la propagation. La résolution spatiale est de l'ordre de 1 μm . Le résultat principal est un graphe qui donne la vitesse de fissuration locale, obtenue à une échelle inférieure à la taille de grain, en fonction de l'angle d'ouverture de la fissure, qui représente la quantité de plasticité émises durant la fissuration. Un effet polycristallin fort est mis en évidence. Enfin, les limitations de l'expérience sont discutées et une méthode de mesure de champ par suivi individuel de nanoparticules est introduite.

Abstract :

This paper presents a single cracking experiment. The crack is obtained by charging a aluminium alloy with hydrogen by an electrochemical method. It is shown that digital image correlation, based on the contrast obtained on the surface due to a chemical attack during the hydrogen charging, can be an efficient way to follow the crack tip, with micro scale resolution, measure the opening profile and the extent of the plastic wake. The main result is a graph which gives the local propagation velocity as a function of the opening angle. The latter represents the quantity of plasticity introduced in the system during propagation. A strong polycrystalline effect is found. Finally, the limitations of the experiment are discussed and a field measurement method based on the tracking of individual gold nanoparticles is introduced.

Mots clefs : corrélation d'images numériques, plasticité, fragilisation, hydrogène

1 Introduction

Un environnement aqueux (air humide, milieu marin...) est souvent source d'hydrogène pour les alliages métalliques. Il est produit par les réactions électrochimiques qui sont à l'origine de la corrosion dans ces milieux. L'hydrogène produit pénètre le matériaux et interagit avec la microstructure (joints de grains,

précipités) et la plasticité pour engendrer de la fissuration. Le chargement mécanique qui permet la propagation de ces fissures est alors largement sous le seuil pour la rupture purement mécanique. Il s'agit donc d'un mode d'endommagement fréquent et qui peut amener à des ruptures en service. L'abaissement du seuil est souvent associé à un changement de mécanisme de rupture qui passe de ductile à cupules à "fragile", soit le long des joints de grains, soit en travers des grains laissant sur le faciès de rupture des facettes d'apparence "fragile". De nombreux mécanismes [1, 2, 3], souvent vus comme antagonistes, ont été proposés dans la littérature. Ils reposent sur (i) une perte de cohésion du cristal lié à des fortes concentrations locales en hydrogène, en particulier le long des joints de grains, (ii) la formation de bandes de glissement intenses, cette localisation de la déformation favorisant une rupture ductile dans les bandes avec des cupules nanométriques (vues sur des mesures de rugosité en AFM), (iii) un rôle de l'hydrogène absorbé en surface sur l'émission de dislocations depuis la pointe de la fissure et, enfin, (iv) les lacunes, issues de la dissolution préférentielle de certains éléments d'alliage ou de la plasticité, qui sont stabilisées par l'hydrogène. Elles pourraient s'agréger pour participer à la rupture transgranulaire ou ségréger pour endommager les joints de grains [4, 5]. Ces différentes propositions ont été étudiées par simulations atomistiques. L'hydrogène, ou les amas lacune-hydrogène, diminuent la cohésion [6, 7], mais l'amplitude reste faible, sauf à considérer que l'hydrogène arrive continuellement dans la FPZ durant l'ouverture de celle-ci [8, 9, 10]. L'effet d'écrantage élastique, modifié par la ségrégation d'hydrogène autour des dislocations, qui explique la densification des empilements par effet de l'hydrogène est trop faible, aux concentrations usuelles, pour expliquer la localisation de la plasticité. Un effet de cœur sur le glissement des dislocations vis dans Fe serait possible [11]. L'hydrogène adsorbé ne favorise pas l'émission de dislocations [12, 13, 14]. L'hydrogène stabilise les lacunes [15, 16], mais bloque leur diffusion aux basses concentrations [17], mais pas dans l'hydrure ou sur les défauts permettant une concentration locale en hydrogène élevée [18], en accord avec les expériences [15, 19, 20]. Malgré de très nombreuses études, le problème de l'origine de la fissuration reste donc ouvert. Des expériences de mécanique aux petites échelles, récentes, ont apporté de nouvelles informations : l'épinglage de dislocations par des clusters lacune-hydrogène a été observé sur des nanopilliers sous compression cyclique [21], la zone plastique en avant d'une fissure transgranulaire a été imagée à l'échelle nanométrique, à partir d'un essai de fissuration de micro-poutre sous flexion. Une perte de cohésion des joints du Ni a été mise en évidence par un effet de co-ségrégation soufre-hydrogène [22] et, comparativement, la rupture en présence d'hydrogène seul apparaît clairement semi-fragile (transgranulaire en zig-zag avec beaucoup de déformation plastique).

Dans ce contexte, nous développons une expérience de monofissuration par hydrogène interne sur des éprouvettes polycristallines de petites dimensions, dans la gamme 0.1 à 1 mm, donc bien supérieure aux micro-poutres. L'idée est de diminuer les dimensions par rapport aux essais macroscopiques tout en conservant suffisamment de grains pour observer les effets de la transmission et du blocage de la plasticité aux interfaces sur la rupture. La fissuration est suivie par corrélation d'images numériques. Les images sont acquises alors qu'une microplatine permet de mettre une éprouvette entaillée en traction sous un microscope optique. L'article présente : l'expérience, un exemple de suivi de fissure, avec mesure de la plasticité émise lors de l'avancée de la fissure, et enfin la statistique des vitesses locale de fissures en fonction de l'angle d'ouverture. Plus de détails peuvent être trouvés dans un article soumis pour publication, dont le manuscrit est consultable sur l'archive HAL [23].

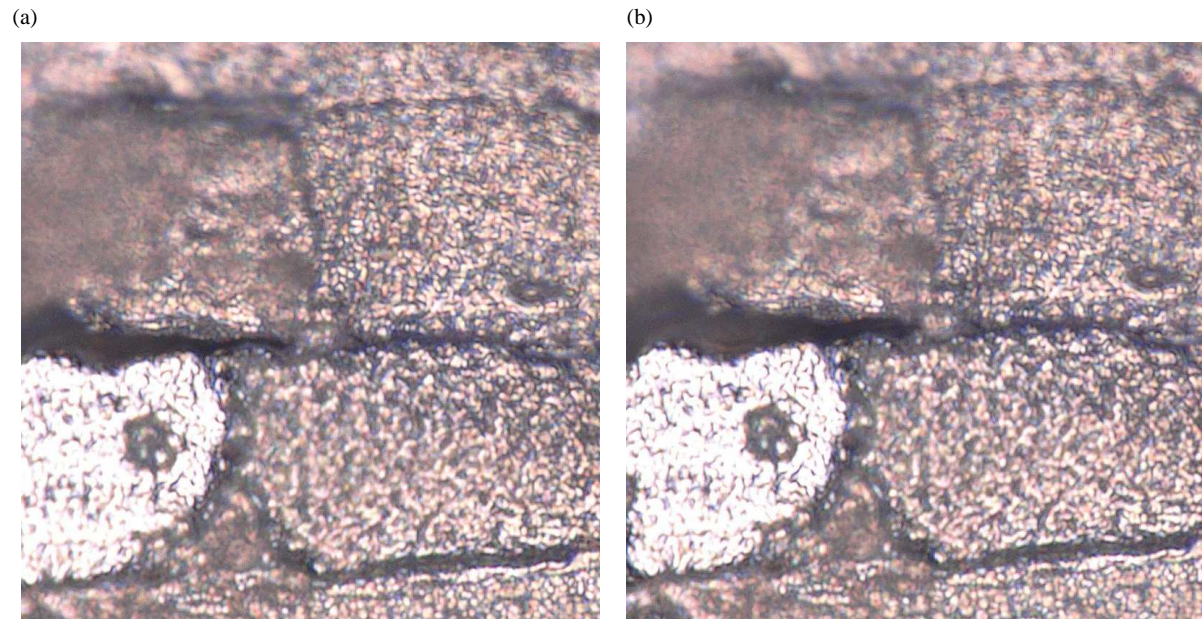


FIGURE 1 – Images de la surface par microscopie optique ($\times 2000$) : la fissure, intergranulaire, s'émousse en émettant des dislocations de part et d'autre du plan de fissuration. La pointe est masquée par un petit grain en surface. La taille de l'image est $80 \times 80 \mu\text{m}^2$.

2 Méthode

L'alliage utilisé est le 7108 (Al-5%Zn-1.2%Mg à basse teneur en Cu) [24]. Les éprouvettes sont issues d'une tôle laminée (8 mm d'épaisseur) et sont prélevées le sens "travers court". Un traitement de remise en solution des précipités entraîne une recristallisation partielle. Certains grains sont équiaxes avec une taille d'environ $20 \mu\text{m}$, d'autres restent allongés avec une dimension allant jusqu'à $200 \mu\text{m}$ dans le "sens long" qui est pris comme l'épaisseur des éprouvettes. Au final, les éprouvettes ont une longueur de 8 mm, une longueur utile de 4 mm, une épaisseur variant de 0.2 à 1 mm et une largeur de 1.5 mm. Elles sont entaillées "en U" avec un rayon de fond d'entaille de $35 \mu\text{m}$.

Les éprouvettes sont polies mécaniquement (miroir), puis immergées dans une solution d'acide sulfurique à pH 2. Un potentiostat Origalys est utilisé pour imposer un potentiel variant entre -1300 mV et -1600 mV par rapport à une électrode de référence au calomel saturé (ECS). La durée d'exposition au milieu est supérieure à 24 h et suffisante pour ne plus influencer la fragilisation qui est, en outre, corrélée au potentiel.

A la suite du maintien sous polarisation cathodique, la surface des éprouvettes est attaquée (Fig. 1). Le contraste obtenu en microscopie optique est utilisé comme moucheti pour effectuer des mesures de champ de déplacement en surface par corrélation d'images numériques. Le grossissement choisi est $\times 2000$. Le pas de la grille est environ $1 \mu\text{m}$ (10 px) et la taille de la fenêtre de corrélation est 40 px. La méthode utilisée est "Lucas Kanade Feature Tracker", implémenté dans OpenCV d'après l'algorithme de Bouguet [25] et l'interface python de Damien André "pydic" [26]. Une fenêtre de corrélation de 40 px donne un bruit d'amplitude 0.1 px. Le ratio bruit sur taille de grille est 1%, ce qui signifie que seules des déformations locales supérieures à 1% ont été mesurées.

La fragilisation par l'hydrogène est un phénomène qui dépend du temps donc la réponse obtenue dépend de la vitesse de déformation appliquée. Un protocole de mise sous charge de l'éprouvette, spécifique, a été adopté. La force appliquée est augmentée de manière incrémentale à une vitesse de déformation

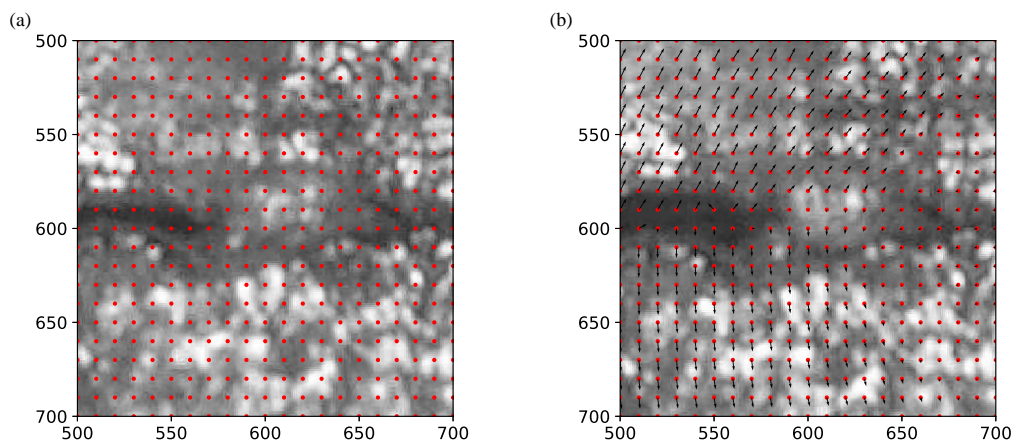


FIGURE 2 – Zoom des images de la figure 1 au voisinage de la pointe :(a) image 1, (b) image 2 avec le champ de déplacement superposé (vecteurs) et la grille. La fenêtre de corrélation fait 40 x 40 pixels. 10 pixels valent 1 μm .

moyenne de la zone utile de $2 \times 10^{-5} \text{s}^{-1}$. Après chaque incrément, le moteur est arrêté. Un temps de relaxation de la force de 5 min est observé. Ensuite, si aucune chute de force notable n'est observée au cours des 20 min suivantes, un nouvel incrément de force est appliqué. Si la fissure propage, la force chute linéairement au cours du temps. L'amorçage de la monofissure à partir du fond d'entaille nécessite une forte déformation locale. Après amorçage, la fissure est déchargée, puis rechargée pour déterminer la force critique pour la propagation qui donne, moyennant la mesure de la longueur de fissure, le facteur d'intensité des contraintes seuil pour la propagation.

Le champ de déplacement donne le profil d'ouverture de la fissure. La position de la pointe de la fissure est estimée à partir de ce profil en estimant à quelle position se situe la fin de la discontinuité de déplacement liée à l'ouverture de la fissure (complétée par une observation visuelle de la série d'images retraçant la propagation et l'estimation de l'intersection des bandes plastiques avec le plan de la fissure). La vitesse locale de fissuration est estimée à partir de ces positions et des instants de prise des images. On a pu effectuer une mesure tous les 5 microns en moyenne, ce qui est bien inférieur à la taille de grains. Dans tout le texte, la direction "y" est l'axe de traction et x la direction perpendiculaire. (x,y) est le plan de la surface de l'éprouvette prise en photo.

3 Résultats

La figure 1 montre la propagation d'une fissure intergranulaire sur une éprouvette chargée en hydrogène à -1500 mV/ECS pendant 72 h (épaisseur 0.6 mm). La teneur en hydrogène après ce chargement n'a pas été mesurée parce que les échantillons sont de petite dimension et que les quantités d'hydrogène seraient sous le seuil de détection. La présence d'hydrogène a néanmoins été confirmée par LIBS (Laser Induced Breakdown Spectroscopy). Par ailleurs, de nombreuses observations par MET ont montré que ce type d'alliage absorbe de l'hydrogène quand il est soumis à de la corrosion en milieu aqueux [27, 28]. L'amorçage de la monofissure nécessite de déformer fortement le fond d'entaille. L'ouverture au bord de la partie circulaire de l'entaille est allongée de 34%. Plusieurs grains ont été plastifiés avant de permettre la rupture des joints de grains qui ont constitué l'amorce. Le niveau de charge global est de 126 MPa, en dessous de la limite élastique qui vaut environ 150 MPa après le traitement de remise en solution

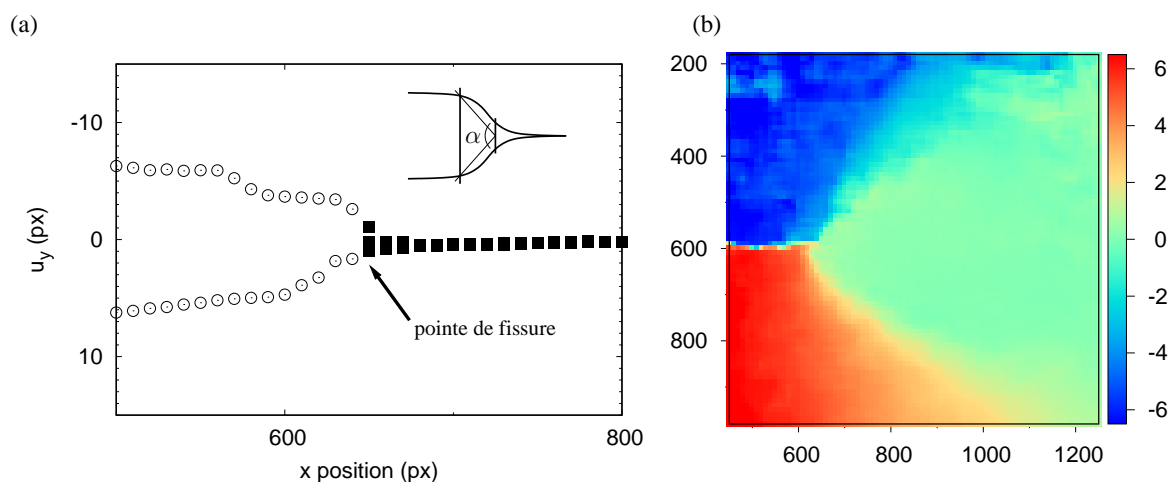


FIGURE 3 – (a) Profil d’ouverture de la fissure correspondant aux images des figures 1 et 2. α est l’angle d’ouverture de la fissure. (b) Champ de déplacement correspondant (taille de la zone : $80 \times 80 \mu\text{m}^2$). La fenêtre de corrélation fait 40×40 pixels. 10 pixels valent $1 \mu\text{m}$.

des précipités durcissants. Compte tenu de la longueur d’entaille, le facteur d’intensité de contrainte est de $23 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Il s’agit d’une valeur élevée qui traduit un niveau de fragilisation faible. De même, les vitesses de fissuration moyennes (estimées à partir des vitesses locales) et maximale sont faibles, respectivement 33 et $100 \mu\text{m}/\text{h}$. Pour des chargements à $-1600 \text{ mV}/\text{ECS}$, ces vitesses sont de l’ordre de 100 et $500 \mu\text{m}/\text{h}$ respectivement et le facteur d’intensité des contraintes est compris entre 5 et $8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Ces valeurs sont proches des valeurs macroscopiques pour la corrosion sous contrainte en milieu aqueux où la fragilisation par l’hydrogène est réputée être le moteur principal de l’avancée de fissure [29]. En conséquence, les échantillons chargés à $-1500 \text{ mV}/\text{ECS}$ (et au delà) seront désignés “basse C_H ” et ceux chargés à $-1600 \text{ mV}/\text{ECS}$ seront désignés “haute C_H ”.

Le détail du champ de déplacement autour de la pointe de la fissure est donné sur la figure 2, qui est un zoom de Fig. 1. Les deux images correspondent à un incrément de fissure de l’ordre de $4 \mu\text{m}$. La position de la pointe de la fissure est clairement visible sur le profil d’ouverture (Fig. 3) et se situe au niveau du pixel 650. L’inspection du niveau de gris sur Fig. 2 donnerait une position erronée de la pointe vers 600, ce qui illustre bien l’efficacité des mesures de champs. Le profil Fig. 3 (a) permet de distinguer l’arrière de la fissure (symboles clairs) où il y a un saut de déplacement d’environ 5 px ($0,5 \mu\text{m}$) et l’avant de la fissure (symboles pleins). On note aussi plusieurs marches en surface, alternées entre la lèvres supérieure et inférieure de la fissure, d’amplitude entre 2 et 5 px ($0,2$ à $0,5 \mu\text{m}$). Ce caractère alterné de l’émission de dislocations est spécifique de cet exemple (mais pas rare). D’autres cas montrent des profils continus. Enfin, à plus grande échelle ($80 \times 80 \mu\text{m}^2$), la carte de déplacement en y (la direction de traction) montre l’étendue de la zone plastique. En particulier, les nuances de bleu (entre le bleu foncé et le bleu très pâle de l’avant de la pointe, où la traction est quasiment élastique) permettent de visualiser le “cône” dans lequel la plasticité a été injectée dans le système lors de l’avancée de la pointe de la fissure. Comme le montre le profil, il s’agit plus d’émoussement que de propagation fragile, puisque l’avancée n’est que de 40 px alors que l’ouverture est d’environ 10 px . L’angle d’ouverture α est donc d’environ 15° .

Enfin, les vitesses locales tirées d’une dizaine d’essais de fissuration pour deux teneurs en hydrogène sont tracées en fonction de l’angle d’ouverture sur la figure 4. On s’attend à une décroissance puisque plus l’angle d’ouverture est élevé, plus nombreuses sont les dislocations qui ont été injectées dans le

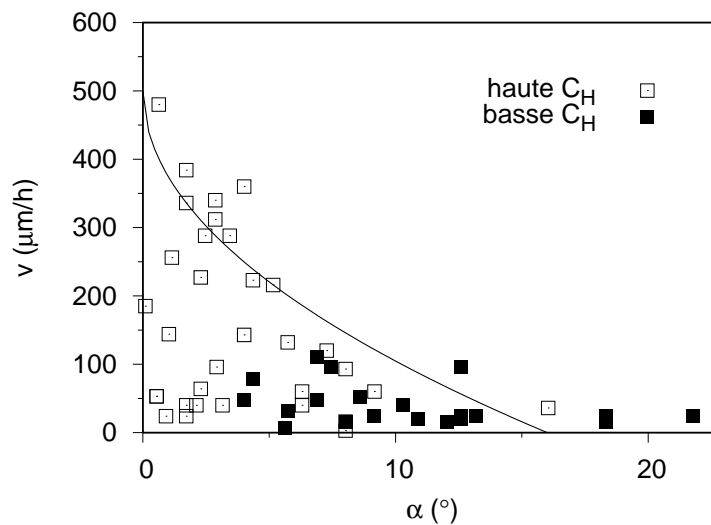


FIGURE 4 – Vitesse de propagation locale tracée en fonction de l’angle d’ouverture de la fissure, tous deux mesurés en surface, pour deux niveaux d’hydrogène interne.

système, donc plus intense est l’écrantage élastique du champ extérieur appliqué. En effet, tout chargement mécanique sur une fissure génère une singularité de contrainte en k/\sqrt{r} , où r est la distance entre le point où est mesuré le tenseur des contraintes et la pointe de la fissure. C’est le cas en particulier pour chaque dislocation. Le signe de la singularité dépend de l’orientation du vecteur de Burgers de la dislocation. La majorité des dislocations injectées dans le système lors de l’avancée de la pointe créent une singularité dont le signe est opposé à celle de la singularité créée par le chargement appliqué. Par superposition, le champ élastique ressenti au voisinage proche de la pointe de la fissure est plus faible qu’en l’absence de plasticité. Une décroissance est bien observée, soulignée par la courbe en trait plein sur la figure. De plus, il y a une nette différence entre “haute” et “basse” teneur en hydrogène. Dans le dernier cas, les vitesses sont bien moindres et l’angle d’ouverture plus élevé. Par ailleurs, deux types de morphologies de rupture ont été observées sur le faciès de rupture, post mortem. La fissure peut passer d’intergranulaire à transgranulaire, y compris entre deux lignes triples. Le mode de rupture transgranulaire n’a été observé que pour les hautes teneurs en hydrogène et couvre environ 50% du faciès de rupture. Une corrélation entre mode de rupture et vitesse locale n’est cependant pas présente dans nos données. Une large dispersion des vitesses est observée : quel que soit l’angle d’ouverture, il y a toujours des fissures propageant à faible vitesse. Une explication possible est qu’elle provient d’un effet polycristallin. A cause de recristallisation partielle, le nombre de grains est important (au delà de 10) le long du front de fissuration. Ce qui apparaît, vue de la surface, comme une monofissure perpendiculaire à la direction de traction évolue en fait sur plusieurs plans, avec parfois des fissures secondaires, en particulier intergranulaires. Il se pourrait que la fissure proche de la surface soit parfois déchargée mécaniquement à cause d’un effet 3D.

4 Conclusion

Une expérience de monofissuration “fragile” par un effet d’hydrogène interne a été mise en place. Des mesures de champ de déplacement par corrélation d’images ont permis de mesurer les vitesses locales de propagation, en surface, ainsi que l’angle d’ouverture et la morphologie et l’intensité de la zone plastique. Plusieurs limitations sont apparues :

1. la recristallisation partielle de l'échantillon n'a pas permis d'avoir des grains traversants, y compris aux faibles épaisseurs d'éprouvette (0,2 μm).
2. une large dispersion des vitesses locales n'a pas permis de faire un lien entre les caractéristiques de la fissure et la microstructure de la zone fissurée (orientations cristallines, nature des joints de grains)
3. la mesure du champ de déformation dans les premiers microns en avant de la pointe de la fissure, qui est cruciale pour comprendre de rôle joué par la plasticité dans la FPZ, a montré une forte dépendance à la taille de la fenêtre de corrélation. En effet, la présence des bandes de déformation de part et d'autre du plan de fissuration biaise la mesure du champ de déplacement quand celles-ci couvrent une part de la fenêtre de corrélation, ce qui arrive quand on tente de mesurer le champ juste à l'avant de la pointe.

Pour remédier à ce dernier point, nous développons (voir article A. Ollivier et al. dans cfm2022) une méthode de mesure de déplacements en suivant individuellement la position de nanoparticules d'or préalablement formées en surface par démouillage laser. Les premiers résultats sont encourageants et permettent d'envisager une résolution spatiale de 100 nm avec une précision de quelques nanomètres.

Références

- [1] R. P. Gangloff and B. P. Somerday, editors. *Gaseous Hydrogen Embrittlement of Materials in Energy Technologies*. Woodhead, Cambridge, UK, 2012.
- [2] I. M. Robertson, P. Sofronis, A. Nagao, M.L. Martin, S. Wang, D.W. Gross, and K.E. Nygren. Hydrogen embrittlement understood. *Metallurgical and materials transaction A*, 46A :2323–2341, 2015.
- [3] S. Lynch. Discussion of some recent literature on hydrogen-embrittlement mechanisms : addressing common misunderstandings. *Corros. Rev.*, 37 :377–395, 2019.
- [4] M. Nagumo. *Materials Science and Technology*, 20 :940, 2004.
- [5] S. Li, Y. Li, Y.-C. Lo, et al. The interaction of dislocations and hydrogen-vacancy complexes and its importance for deformation-induced proto nano-voids formation in α -Fe. *International Journal of Plasticity*, 74 :175–191, 2015.
- [6] H. Momida, Y. Asari, Y. Nakamura, Y. Tateyama, and T. Ohno. Hydrogen-enhanced vacancy embrittlement of grain boundaries in iron. *Phys. Rev. B*, 88 :144107, 2013.
- [7] X. J. Shen, D. Connétable, E. Andrieu, and D. Tanguy. Segregation of hydrogen and vacancies at the $\sigma_5(210)[001]$ symmetric tilt grain boundary in Ni and influence on cohesion. *Modelling Simul. Mater. Sci. Eng.*, 29 :055004, 2021.
- [8] J. R. Rice and J. Wang. Embrittlement of interfaces by solute segregation. *Materials Science and Engineering*, A 107 :23–40, 1989.
- [9] A. Van der Ven and G. Ceder. The thermodynamics of decohesion. *acta mater.*, 52 :1223–1235, 2004.
- [10] A. Tehranchi, X. Zhou, and W. A. Curtin. A decohesion pathway for hydrogen embrittlement in nickel : Mechanism and quantitative prediction. *acta mater.*, 185 :98–109, 2020.
- [11] H. Yu, A. Cocks, and E. Tarleton. Discrete dislocation plasticity HELPs understand hydrogen effects in bcc materials. *J. Mech. Phys. Solids*, 123 :41–60, 2019.

- [12] R. J. Zamora, A. K. Nair, R. G. Hennig, and D. H. Warner. Ab initio prediction of environmental embrittlement at a crack tip in aluminum. *Phys. Rev. B*, 86 :060101(R), 2012.
- [13] Y. Sun, Q. Peng, and G. Lu. Quantum mechanical modeling of hydrogen assisted cracking in aluminum. *Phys. Rev. B*, 88 :104109, 2013.
- [14] Y. Wang, D. Connétable, and D. Tanguy. Effect of sub-surface hydrogen on intrinsic crack tip plasticity in aluminium. *Phil. Mag.*, 99 :1184–1205, 2019.
- [15] Yuh Fukai. *The Metal-Hydrogen System : Basic Bulk Properties*. Springer-Verlag Berlin and Heidelberg GmbH & Co. K ; 2nd edition, 2003.
- [16] R. Nazarov, T. Hickel, and J. Neugebauer. Ab initio study of H-vacancy interactions in fcc metals : Implications for the formation of superabundant vacancies. *Phys. Rev. B*, 89 :144108, 2014.
- [17] Y. Wang, D. Connétable, and D. Tanguy. Influence of trap connectivity on h diffusion : vacancy trapping. *acta mater.*, 103 :334–340, 2016.
- [18] J.-P. Du, W. T. Geng, K. Arakawa, J. Li, and S. Ogata. Hydrogen-enhanced vacancy diffusion in metals. *J. Phys. Chem. Lett.*, 11 :7015–7020, 2020.
- [19] P. Hautojärvi, H. Huomo, P. Saariaho, A. Vehanen, and J. Yli-Kaupilla. Vacancy recovery in irradiated niobium. *J. Phys. F : Met. Phys.*, 13 :1415, 1983.
- [20] S. Linderoth, H. Rajainmäki, and R. M. Nieminen. Defect recovery in aluminum irradiated with protons at 20 k. *Phys. Rev. B*, 35 :5524, 1987.
- [21] D. Xie, S. Li, M. Li, Z. Wang, P. Gumbsch, J. Sun, E. Ma, J. Li, and Z. Shan. Hydrogenated vacancies lock dislocations in aluminium. *nat. comm.*, 7 :13341, 2016.
- [22] T. Hajilou, I. Taji, F. Christien, S. He, D. Scheiber, W. Ecker, R. Pippan, V.I. Razumovskiy, and A. Barnoush. Hydrogen-enhanced intergranular failure of sulfur-doped nickel grain boundary : In situ electrochemical micro-cantilever bending vs. dft. *Mat. Sci. Eng. A*, 794 :139967, 2020.
- [23] L. Stermann, G. Simon, L. Vanel, and D. Tanguy. In situ measurement of plasticity accompanying hydrogen induced cracking. <https://hal.archives-ouvertes.fr/hal-03410735v1>, 2022.
- [24] N. Ben Ali, D. Tanguy, and R. Estevez. Effects of microstructure on hydrogen-induced cracking in aluminum alloys. *Scripta Mater.*, 65 :210–213, 2011.
- [25] Pyramidal Implementation of the Lucas Kanade Feature Tracker description of the algorithm. J.-Y. Bouguet, Intel Corporation, 2001. <http://robots.stanford.edu>.
- [26] Pydic is a free suite of Python tools for local digital image correlation analysis, by Damien André. <https://gitlab.com/damien.andre/pydic>.
- [27] L. Christodoulou and H.M. Flower. Hydrogen embrittlement and trapping in Al-6%-Zn-3%-Mg. *Acta Metallurgica*, 28 :481–487, 1980.
- [28] G. M. Scamans, R. Alani, and P. R. Swann. Pre-exposure embrittlement and stress corrosion failure in AlZnMg alloys. *Corros. Sci.*, 16 :443–459, 1976.
- [29] N. J. H. Holroyd. Environment-induced cracking of high strength aluminium alloys. In R. P. Gangloff and M. B. Ives, editors, *EICM Proceedings*, page 311. Houston Tx : NACE, 1990.