



HAL
open science

Contribution des champs mécaniques à l'échelle du polycristal à l'amorçage de fissures de corrosion sous contrainte

Huang Q., Y Charles, Duhamel C., Gaspérini M., Crepin J.

► To cite this version:

Huang Q., Y Charles, Duhamel C., Gaspérini M., Crepin J.. Contribution des champs mécaniques à l'échelle du polycristal à l'amorçage de fissures de corrosion sous contrainte. Journées Jeunes Chercheurs 2019 CE-FRACOR, May 2019, poitiers, France. <hal-02194412>

HAL Id: hal-02194412

<https://sorbonne-paris-nord.hal.science/hal-02194412v1>

Submitted on 25 Jul 2019

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.



HAL Authorization

Contribution des champs mécaniques à l'échelle du polycristal à l'amorçage de fissures de corrosion sous contrainte

Q. Huang^{1,2}, Y. Charles², C. Duhamel¹, M. Gaspérini², J. Crépin¹

1 : MAT – Centre des matériaux, CNRS UMR 7633,

MINES ParisTech, Université de recherche Paris Sciences et Lettres,

BP 87 91003 Evry

2 : Laboratoire des Sciences des Procédés et des Matériaux – LSPM,

CNRS UPR 3407

Université Paris 13

93430 Villetaneuse

Introduction

Dans les réacteurs à eau sous pression (REP), le transport et l'échange de chaleur du cœur du réacteur vers le milieu secondaire sont réalisés par le milieu primaire, fluide caloporteur principalement composé d'eau pure à haute température (290°C – 340°C) sous pression, hydrogénée, désoxygénée, borée et lithiée. Les aciers inoxydables bas carbone, tels que l'acier 316L, ont été choisis comme matériaux au contact du milieu primaire des centrales nucléaires du fait de leur bonne résistance à la corrosion généralisée à haute température. Cependant, le retour d'expérience montre l'existence de fissures intergranulaires de corrosion sous contrainte (CSC) sur ces matériaux lorsqu'ils sont écrouis [1], nécessitant des études plus approfondies sur l'effet d'une pré-déformation (liée au soudage, à l'usinage, etc.) sur la CSC.

Les mécanismes de fissuration des aciers inoxydables écrouis sont assez mal connus. Des travaux antérieurs ont suggéré que la localisation de la déformation, l'angle de désorientation du joint de grain (JdG) par rapport à la direction de sollicitation et, surtout, l'état de contrainte locale ont des effets sur l'amorçage de fissuration de CSC [2].

L'objectif de ces travaux est de développer une procédure expérimentale qui doit permettre, *in fine*, d'établir, à l'échelle du polycristal, une corrélation entre les sites d'amorçage de fissures observés à l'issue d'un essai de CSC, la nature du joint de grains, son degré d'oxydation ainsi que l'état mécanique local à son voisinage : champs de déformation mesurés expérimentalement et les champs de contrainte calculés par éléments finis. Les premiers résultats obtenus dans le cadre de cette étude sont présentés ci-après.

Procédure expérimentale

Matériau

La composition chimique de l'acier 316L étudié est donnée dans le Tableau 1.

Cr	Ni	Mo	Mn	Si	P	N	C	S
16,54	10	2,03	1,86	0,62	0,026	0,022	0,016	0,0009

Tableau 1 : Composition chimique (% massique) de l'acier 316L de l'étude.

Un traitement thermique d'hypertrempe à 1050°C d'une durée de 1 h est appliqué pour obtenir un état microstructural contrôlé, restauration de la microstructure après laminage de la tôle et remise en solution des éventuels précipités (en particulier, les carbures de chrome).

La taille de grains moyenne de l'austénite après le traitement thermique est de $50 \pm 10 \mu\text{m}$.

Champs expérimentaux et chargement

La géométrie des éprouvettes utilisées pour les essais de CSC est présentée sur la Figure 1. Les éprouvettes sont dans un premier temps pré-déformées à température ambiante puis un essai de traction lente est réalisé en milieu primaire simulé à 340°C. Plus de détails sur les conditions de l'essai de CSC sont disponibles dans la référence [3].

Avant pré-déformation, sur une surface élémentaire représentative de l'éprouvette, d'aire $500 \mu\text{m} \times 500 \mu\text{m}$ environ, sont réalisées d'une part une cartographie d'orientations cristallines par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD pour Electron Back Scattered Diffraction), et d'autre part le dépôt par micro-lithographie électronique de microgrilles d'or-palladium pour l'analyse des champs de déplacement par corrélation d'images numériques. Le motif consiste en une grille avec un pas de $9,5 \mu\text{m}$ et d'un troisième réseau de lignes inclinées à $12 \mu\text{m}$.

L'étape de pré-déformation en traction est effectuée à l'air, à température ambiante, jusqu'à une déformation $\varepsilon_{\text{prédéf}}$ de 11% et à une vitesse de déformation de $5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. L'étape de CSC est un essai de traction lente (avec une vitesse de déformation de $1 \times 10^{-8} \text{ s}^{-1}$), jusqu'à une déformation ε_{CSC} de quelques pourcents, réalisé en milieu primaire nominal à 340°C .

Après l'essai de CSC, des fissures intergranulaires (Figure 2) sont observées dans la surface élémentaire représentative. Une description plus détaillée du réseau de fissuration obtenu à l'issue de l'essai de CSC est disponible dans la référence [3].

Simulations par éléments finis

Géométrie et maillage

Des simulations par éléments finis en plasticité cristalline sont développées avec le logiciel Abaqus [4]. Les agrégats polycristallins sont générés à partir de cartographies EBSD réelles [5] réalisée sur la surface élémentaire représentative avant la pré-déformation (Figure 3a). l'agrégat numérique associé est généré en utilisant le logiciel OOF2 [6] et un script python pour intégrer ce modèle dans Abaqus et l'extruder (Figure 3b). Les orientations cristallographiques de chaque grain sont définies à partir des mesures EBSD.

Le maillage est effectué avec des éléments hexaédriques linéaires à 8 nœuds et intégration complète (C3D8).

Loi de comportement

Le comportement cristallin est implémenté dans Abaqus grâce à une procédure UMAT [4].

La plasticité cristalline est décrite par une loi viscoplastique. La vitesse de glissement $\dot{\gamma}^{(\alpha)}$ sur le système (α) est donnée par l'équation (1)

$$\dot{\gamma}^{(\alpha)} = \dot{\gamma}_0 \text{sgn}(\tau^{(\alpha)}) \left| \frac{\tau^{(\alpha)}}{g^{(\alpha)}} \right|^n \quad (1)$$

$\dot{\gamma}_0$ est la vitesse de déformation de référence sur ce système de glissement (α) , n le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation. $\tau^{(\alpha)}$ est la cission résolue sur le système et $g^{(\alpha)}$ la cission résolue critique de ce système. L'écrouissage est caractérisé par l'évolution de $g^{(\alpha)}$ selon

$$\dot{g}^{(\alpha)} = \sum_{\beta} h_{\alpha\beta} |\dot{\gamma}^{(\beta)}|. \quad (2)$$

$h_{\alpha\beta}$ représente les modules d'auto-écrouissage ($\beta=\alpha$) et d'écrouissage latent ($\beta \neq \alpha$) tel que

$$\begin{cases} h_{\alpha\alpha} = h_0 \operatorname{sech}^2 \left| \frac{h_0 \gamma}{g_\infty - g_0} \right| \\ h_{\alpha\beta} = q h_{\alpha\alpha} \text{ si } \beta \neq \alpha. \end{cases} \quad (3)$$

h_0 , g_0 et g_∞ représentent respectivement le module d'écrouissage initial, la cission résolue critique initiale et la cission critique maximale. γ est le glissement cumulé sur tous les systèmes :

$$\gamma = \sum_{\alpha} \int_0^t |\dot{\gamma}^{(\alpha)}| dt. \quad (4)$$

Les paramètres des lois de comportement à 20°C et 340°C sont identifiés en simulant un agrégat de 200 grains (Figure 4a) avec orientations aléatoires et texture cristallographique isotrope, dont le comportement moyen est comparé avec des courbes expérimentales (Figure 4b), obtenues pendant l'essai de traction à 20°C et à 340°C sur l'acier 316L de l'étude.

T (°C)	E (GPa)	ν	n	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	g_0 (MPa)	g_s (MPa)	h_0 (MPa)	q	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)
20	193	0,3	50	0,002	98	203	200	1,1	1×10^{-3}
340	170	0,3	50	0,002	65	184	350	1,1	6×10^{-6}

Tableau 2 : Paramètres de la loi de la plasticité cristalline pour la pré-déformation et l'essai de CSC

Les paramètres identifiés sont donnés dans le Tableau 2.

Conditions aux limites

Les conditions aux limites appliquées sur le contour extérieur du polycristal de la figure 3b sont les champs de déplacement expérimentaux obtenus par corrélation d'images (Figure 5a), après régularisation par des fonctions continues.

Simulation de l'étape de pré déformation

Le champ de déplacement déterminé par le calcul élément finis sur l'agrégat polycristallin est illustré par la Figure 5b (déplacement selon la direction 1). La comparaison avec le champ de déplacement expérimental (Figure 5a) montre un bon accord global et permet de valider de la procédure de transfert, malgré les imperfections de la grille expérimentale et les erreurs induites par les interpolations numériques effectuées.

Sur la Figure 6a est représentée la cartographie des contraintes principales maximales à la fin de l'étape de pré déformation ; les valeurs obtenues

varient dans un large intervalle, typiquement de 400 MPa à 800 MPa, pour une contrainte macroscopique de von Mises de 431 MPa et une contrainte moyenne dans le polycristal de 415 MPa (soit un écart relatif faible de 3,7 %). Le calcul suggère donc que ce polycristal peut être considéré comme statistiquement représentatif, et que la prise en compte du caractère polycristallin influence fortement l'état de contrainte local.

Si l'on compare cette cartographie avec les zones de fissurations telles que déterminées après la CSC (Figure 6b), on peut remarquer de possibles corrélations entre certaines zones fortement chargées et la présence de fissures (voir par exemple sur la figure 6 les zones entourées en blanc), ce qui nécessite des analyses quantitatives plus approfondies.

Conclusions et perspectives

La démarche générale de l'étude a été présentée, ainsi que les procédures expérimentale et numérique développées afin d'identifier les paramètres microstructuraux et mécaniques pertinents pour rendre compte de l'amorçage de fissures de CSC dans les aciers inoxydables écrouis. Les premiers résultats obtenus sur le calcul des champs mécaniques sur polycristal après l'étape de pré-déformation indiquent une tendance cohérente avec les données expérimentales.

Une prochaine étape consistera à analyser les champs simulés jusqu'à l'étape de CSC et à les corrélérer avec les mesures expérimentales des profondeurs d'oxydation et du réseau de fissuration obtenu après l'essai de CSC. Ceci permettra d'identifier un critère de rupture assisté par la CSC à l'échelle microstructurale.

Bibliographie

- [1] Huguenin P., 2012 : « Amorçage de fissures de corrosion sous contrainte dans les aciers inoxydables austénitiques pré-déformés et exposés au milieu primaire des réacteurs à eau sous pression », thèse de doctorat, ENSMP.
- [2] Le Millier M., 2014 : « Fragilisation des aciers inoxydables austénitiques sous irradiation: évolution de la microstructure et amorçage de la corrosion sous contrainte assistée par l'irradiation en milieu REP », thèse de doctorat, ENSMP.
- [3] Maisonneuve M., Duhamel C., Guerre C., Crépin J., et de Curières I., 2019 : « Effet de transitoires oxygénés sur l'oxydation et la CSC d'aciers inoxydables écrouis en milieu primaire des REP ».
- [4] Huang Y., 1991 : « A User-Material Subroutine Incorporating Single Crystal Plasticity in the ABAQUS Finite Element Program », *Mech Rep.*, vol. 178.
- [5] Reid A. C. E., Lua R. C., Garcia R. E., Coffman V. R., et Langer S. A., 2009 : « Modelling Microstructures with OOF2 », *Int. J. Mater. Prod. Technol.*, vol. 35, n° 3/4, p. 361.
- [6] « OOF2 ». [En ligne]. Disponible sur: <https://www.ctcms.nist.gov/oof/oof2/>.
- [7] Taylor G. I., 1938 : « Plastic strain in metals », *J Inst Met.*, vol. 62, p. 307-324.
- [8] Asaro R. J., 1983 : « Crystal Plasticity », *J. Appl. Mech.*, vol. 50, n° 4b, p. 921-934.

- [9] Hill R. et Rice J. R., 1972 : « Constitutive analysis of elastic-plastic crystals at arbitrary strain », *J. Mech. Phys. Solids*, vol. 20, n° 6, p. 401-413.

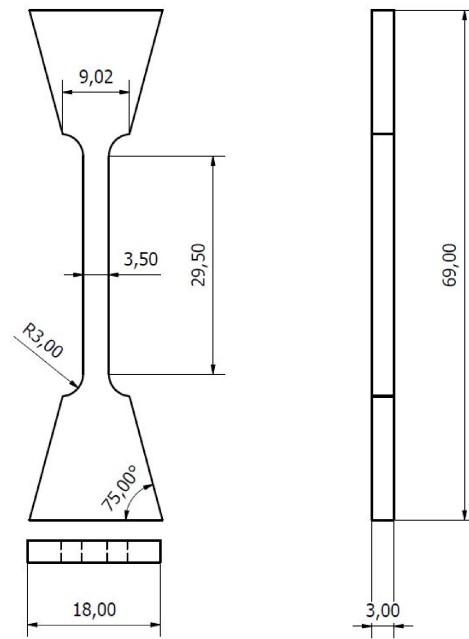


Figure 1 : (a) Géométrie de l'éprouvette en mm, (b) zoom sur une microgrille.

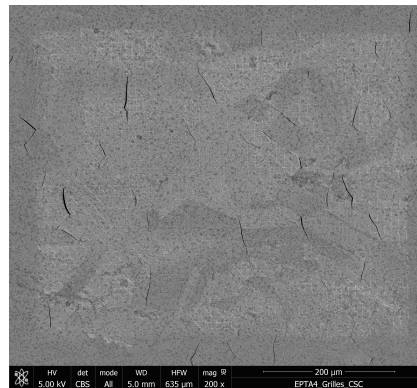


Figure 2 : Champs de fissuration après l'essai de CSC.

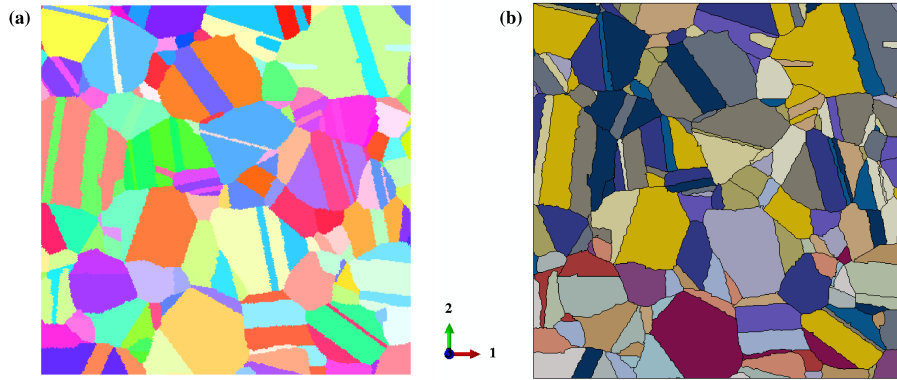


Figure 3 : (a) Cartographie EBSD expérimentale, (b) agrégats polycristallins générés à partir de cartographies EBSD. Les couleurs sur l'agregat numérique ne sont pas reliées aux orientations cristallines.

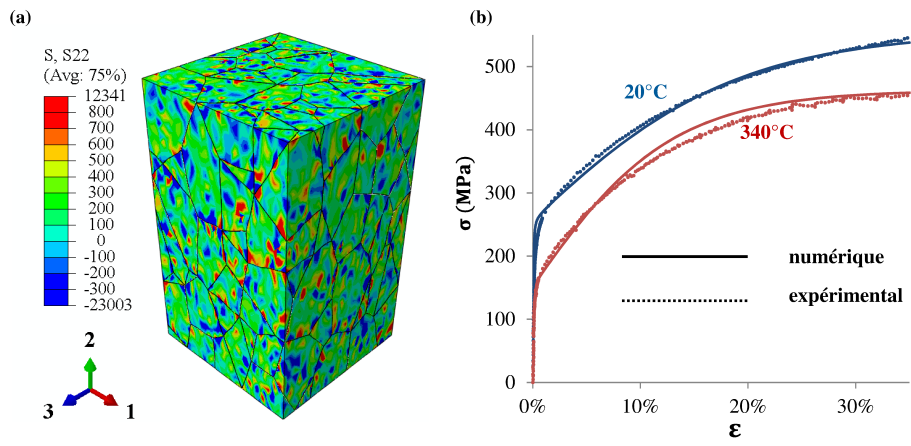


Figure 4 : Identification de la loi en plasticité cristalline à température ambiante et à 340°C.

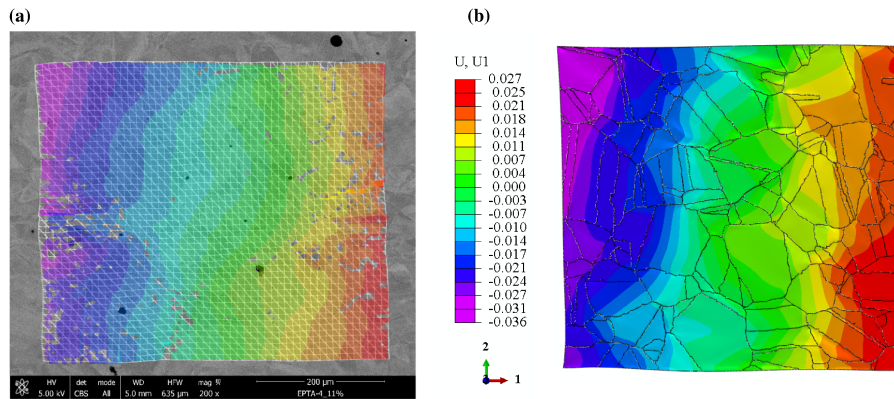


Figure 5 : Déplacement dans la direction 1 pendant pré-déformation (a) Champs de déplacement expérimentaux, (b) champs de déplacement sur l'agrégat.

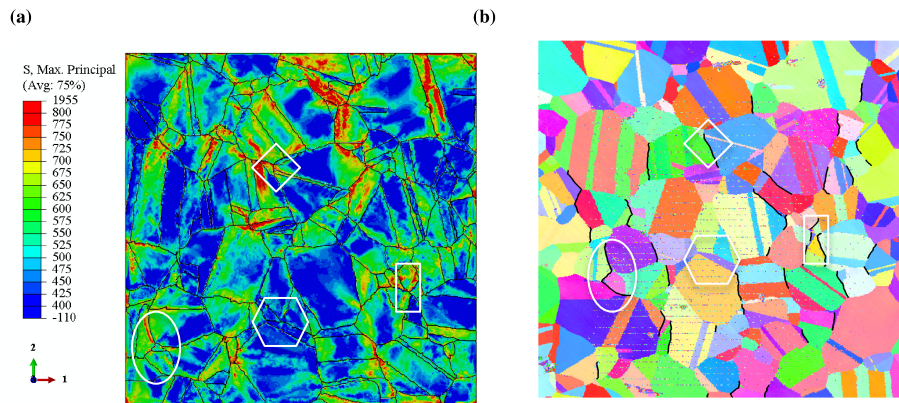


Figure 6 : (a) Champs de contrainte principale maximale après pré-déformation, (b) distribution expérimentale de fissures (en ligne noire) après l'étape de CSC sur la cartographie EBSD. Les formes blanches représentent des zones correspondantes entre les figures (a) et (b).