

## Comportement et endommagement / Behaviour and damage

# Stade I d'endommagement par fatigue plastique oligocyclique (FPO) dans un acier inoxydable duplex (AID)★

A. El Bartali<sup>1,2,3</sup>, M.-C. Marinelli<sup>4</sup>, M. Balbi<sup>4</sup>, V. Aubin<sup>1,2,3</sup>,  
I. Alvarez-Armas<sup>4</sup> et S. Degallaix-Moreuil<sup>1,2,3</sup>

<sup>1</sup> Université Lille Nord de France, 59000 Lille, France

<sup>2</sup> École Centrale de Lille, LML, 59650 Villeneuve d'Ascq, France  
e-mail : ahmed.elbartali@ec-lille.fr

<sup>3</sup> CNRS, UMR 8107, 59650 Villeneuve d'Ascq, France

<sup>4</sup> Instituto de Física Rosario, CONICET – Universidad Nacional de Rosario, Bv. 27 de Febrero 210 bis, 2000 Rosario, Argentina

### Mots-clés :

Fatigue plastique oligocyclique ;  
plasticité cyclique ; amorçage ;  
micropropagation

**Résumé** – L'activité plastique cyclique et l'amorçage et la micropropagation des premières fissures dans un acier inoxydable austéno-ferritique forgé sollicité en fatigue plastique oligocyclique à température ambiante sont analysés grâce à des mesures EBSD a priori, des observations par caméra CCD in situ pendant l'essai mécanique, et des observations MEB a posteriori. L'existence ou non de relations d'orientations cristallographiques de type Kurdjumov-Sachs entre phases est analysée. Les systèmes de glissement activés dans un grand nombre de grains  $\alpha$  et  $\gamma$  sont identifiés ainsi que les conditions de transmission du glissement entre phases. Des influences du facteur de Schmid différentes dans l'austénite et dans la ferrite sont mises en évidence. L'amorçage et la propagation des microfissures sont analysés, ainsi que les conditions de propagation des microfissures en surface à travers la microstructure.

### Key words:

Low-cycle fatigue; cyclic plasticity;  
crack initiation; micropropagation

### Abstract – Stage I in low-cycle fatigue (LCF) damage in a duplex stainless steel (DSS).

The cyclic plastic activity and the initiation and propagation of the first microcracks in a forged austenitic-ferritic stainless steel under low-cycle fatigue at room temperature are studied from a priori EBSD measurements, CCD camera observations in situ during the mechanical test and a posteriori SEM observations. The existence or non-existence of type Kurdjumov-Sachs crystallographic orientation relations between phases is analysed. The activated slip systems in numerous  $\alpha$  and  $\gamma$  grains and the slip transmission conditions between phases are identified. The Schmid factor influence is shown to be different in the austenite and in the ferrite. The initiation and the propagation of the microcracks are analysed, and the conditions of the surface microcrack propagation through the microstructure.

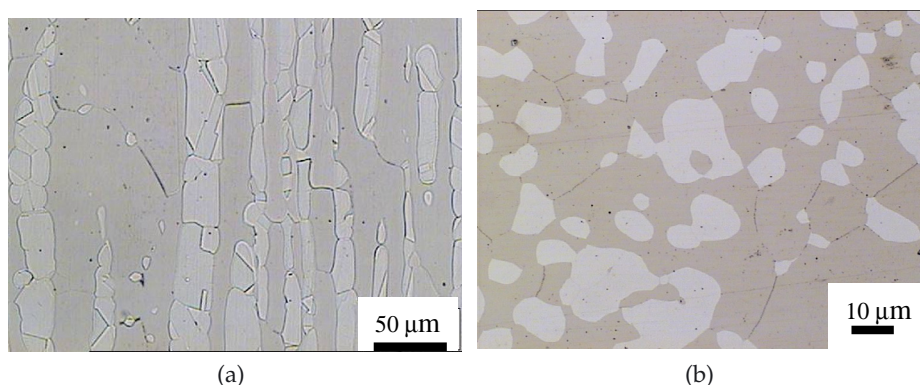
Reçu le 8 décembre 2010  
accepté le 12 janvier 2012

Les aciers inoxydables duplex (aciers bi-phasés austénite/ferrite) possèdent de remarquables propriétés de résistance à la corrosion et de très bonnes propriétés mécaniques. Ils combinent avantageusement la haute limite d'élasticité des aciers ferritiques, et le fort taux d'écroutissage, la grande ductilité et la forte ténacité des aciers austénitiques. Par ailleurs, leur

champ d'application s'élargit progressivement, grâce à une composition optimisée et à une meilleure connaissance de leurs propriétés sous sollicitations et environnements complexes [1].

Le comportement cyclique et les propriétés de résistance à la fatigue plastique oligocyclique des aciers inoxydables duplex ont été extensivement analysés ces dernières décennies sous chargements uni-axiaux, puis bi-axiaux [1–6]. Les évolutions microstructurales associées ont été

★ Cet article est basé sur l'exposé présenté aux 28<sup>es</sup> Journées de Printemps de la Commission Fatigue de la SF2M, JP2009, Paris, 23–24 mai 2009.



**Fig. 1. Microstructure de l'acier inoxydable duplex étudié : (a) section longitudinale, (b) section transversale de la barre.**

*Fig. 1. Microstructure of the duplex stainless steel studied: (a) longitudinal section, (b) transversal section of the bar.*

analysées par microscopie électronique en transmission [5, 7, 8]. Quelques études se sont proposées d'analyser le rôle de la texture cristallographique sur les mécanismes de propagation du glissement et des microfissures à travers la structure bi-phasée, en particulier dans les aciers vieillis [9, 10], et une étude récente par microscopie à force atomique (AFM, pour Atomic Force Microscopy) a étudié le partage de la plasticité cyclique entre les deux phases [11].

Le présent travail propose une analyse de l'activité plastique cyclique, de l'amorçage et de la propagation des premières microfissures (stade I) en fatigue plastique oligocyclique à température ambiante dans un acier inoxydable duplex forgé. Il combine des analyses par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD, pour Electron Back Scattered Diffraction), des observations par microscopie optique in situ en cours d'essai et des observations par microscopie électronique à balayage (MEB) après défaillance.

## 1 Matériau et procédure expérimentale

### 1.1 Matériau

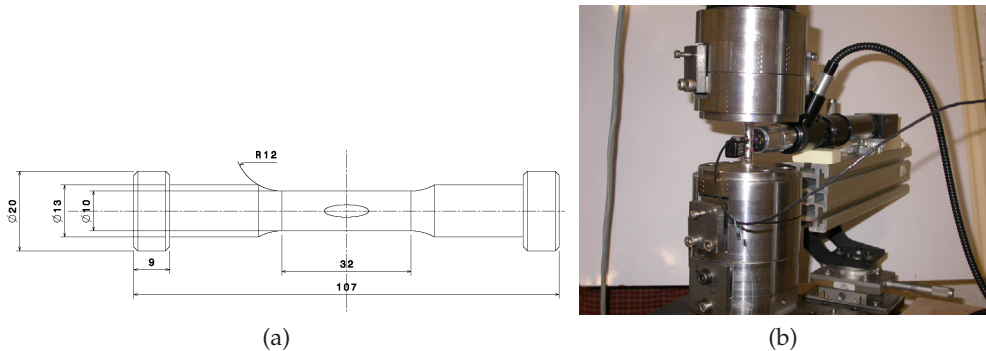
Le matériau étudié est un acier inoxydable austéno-ferritique Z2 Cr Ni Mo 25–07 allié à 0,17 % N (UNS S32550) forgé sous forme de barre de diamètre 74 mm. La composition chimique en pourcentages massiques est : Cr(24,68), Ni(6,54), Mo(2,84), C(0,024), N(0,17), Mn(0,79), Si(0,62),

Cu(0,07), P(0,021), S(<0,003). Avant usinage de l'éprouvette de fatigue, le matériau a été hypertrempé, mise en solution par un maintien 1 h à 1050 °C, suivi d'une trempe à l'eau. La microstructure résultante est présentée sur la figure 1.

L'austénite, phase  $\gamma$  de structure CFC, se présente sous forme d'ilots allongés parallèlement à l'axe de la barre (40 % Vol.), au sein d'une matrice ferritique, phase  $\alpha$  de structure CC (60 % Vol.). Une analyse par dissolution électrochimique sélective a montré que seule la phase ferritique était percolée. Les grains austénitiques sont équiaxes, de taille moyenne 10  $\mu\text{m}$ , les grains ferritiques ont un facteur de forme de l'ordre de 3 et une taille moyenne de 30  $\mu\text{m}$ . La microstructure présente une morphologie texturée d'aspect isotrope transverse, néanmoins une analyse de texture cristallographique par diffraction des rayons X a montré que l'austénite n'est pas texturée, et que la ferrite ne l'est que très légèrement. On peut donc considérer que le matériau n'est pas texturé. Des essais de traction monotone dans les directions longitudinale et transversale n'ont pas non plus révélé d'anisotropie mécanique. Les caractéristiques mécaniques en traction simple sont :  $E = 195 \text{ GPa}$ ,  $Re = 435 \text{ MPa}$ ,  $Rm = 1025 \text{ MPa}$ ,  $A\% = 45 \%$ .

### 1.2 Eprouvette, analyse EBSD et essai de fatigue

L'essai réalisé et analysé ici est un essai de fatigue plastique oligocyclique en traction-compression uniaxiale à température



**Fig. 2. (a) Plan de l'éprouvette testée en fatigue plastique oligocyclique. (b) Eprouvette montée sur la machine d'essai et dispositif d'observation in situ.**

*Fig. 2. (a) Geometry of the specimen tested in low-cycle fatigue. (b) Experimental equipment and "in situ" observation device.*

ambiante. Il était réalisé sur une machine INSTRON 8501 hydraulique servo-contrôlée équipée d'une cellule de charge de 100 kN. L'éprouvette (Fig. 2a) était cylindrique de révolution à têtes lisses, de partie utile de longueur 32 mm, de diamètre 10 mm, faiblement entaillée dans sa partie centrale (rayon d'entaille 40 mm, facteur de concentration de contrainte  $K_t = 1,135$ ) afin de très légèrement concentrer la déformation et l'endommagement, sans affecter l'état de contrainte uniaxial dans la section d'étude. Le fond d'entaille était poli jusqu'à une granulométrie de  $1 \mu\text{m}$ , puis poli électrolytiquement afin d'effectuer une analyse par EBSD, et enfin légèrement attaqué de façon à révéler les joints de phases et les joints de grains, sans affecter les mécanismes d'endommagement ultérieurs [12].

Avant essai, des mesures par EBSD ont été réalisées à fond d'entaille sur un microscope électronique à balayage JEOL 6100 sous une tension de 25 kV, avec un courant de faisceau de  $10^{-9}$  A, en utilisant le logiciel OIM (Orientation Imaging Microscopy) commercialisé par TSL. La grille de scan a été hexagonale, d'un pas de  $0,5 \mu\text{m}$  appliquée sur une zone de  $150 \times 150 \mu\text{m}^2$ .

L'essai a été réalisé à déformation totale imposée en cycle triangulaire purement alterné à la vitesse de déformation  $2 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , sous l'amplitude de déformation totale  $\Delta\varepsilon_t/2 = 5 \times 10^{-3}$ , correspondant à une amplitude de déformation plastique à fond d'entaille de  $\Delta\varepsilon_p/2 = 2 \times 10^{-3}$ . Des observations in situ ont été réalisées à fond

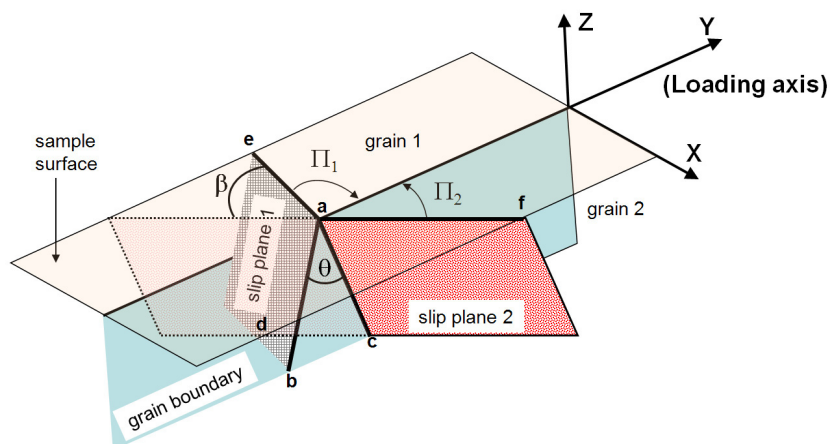
d'entaille durant l'essai grâce à une caméra CCD équipée de macro-objectifs montée sur une platine micrométrique 3D, elle-même montée sur le bâti de la machine d'essai (Fig. 2b). Ces observations ont été effectuées après avoir arrêté l'essai à déformation totale nulle ( $\sigma \approx 300 \text{ MPa}$ ) à différents cycles (0, 1/4, 3/4, 1, 4, 20, 50, 100, 200, 350, 500, 750, 1000, 1250, 1400, 1500, 1600, 1750, 1900, 2000, 2200, 2300). Chaque image numérique avait pour dimension  $120 \times 90 \mu\text{m}^2$ . Une fissure principale est apparue dans la zone utile de l'éprouvette, juste après 2300 cycles. L'essai a alors été stoppé, l'éprouvette a été démontée et l'endommagement de surface à ce stade a été observé au microscope électronique à balayage HITACHI S3600 sous une tension de 15 kV en électrons secondaires.

## 2 Analyses, résultats et discussion

Les mesures d'orientations cristallines et les observations réalisées ont été exploitées pour l'étude de l'activation de la déformation plastique cyclique, puis pour l'étude de l'amorçage et de la propagation des microfissures en stade I, appelé stade de propagation microstructurale, ou stade des fissures microstructuralement courtes [13].

### 2.1 Analyse EBSD

L'analyse EBSD a permis de repérer clairement les deux phases et de repérer les orientations cristallines des différents grains par



**Fig. 3. Définition des angles de *twist* ( $\theta$ ) et de *tilt* ( $\beta$ ) entre plans de glissement de grains voisins [14].**  
*Fig. 3. Definition of the twist ( $\theta$ ) and tilt ( $\beta$ ) angles between slip planes of neighboring grains according to Zhai [14].*

les trois angles d'Euler définissant l'orientation du cristal par rapport aux axes principaux de l'éprouvette. Puis, pour chaque système de glissement susceptible d'être activé dans chacune des phases (12 systèmes  $\{111\}\langle 110\rangle$  dans l'austénite, 48 systèmes  $\{110\}\langle 111\rangle$ ,  $\{112\}\langle 111\rangle$  et  $\{123\}\langle 111\rangle$  dans la ferrite), l'angle  $\Pi$  entre la marque de glissement associée susceptible d'apparaître en surface et l'axe de l'éprouvette a été défini. Enfin, nous avons analysé les orientations relatives d'une cinquantaine de couples de grains voisins, dont une vingtaine de couples de grains  $\alpha/\gamma$ . Nous avons calculé les angles de *twist*  $\theta$  et de *tilt*  $\beta$  définis par Zhai [14], figure 3, entre plans de glissement activés dans ces grains  $\alpha$  et  $\gamma$  voisins, afin d'analyser les conditions de transmission du glissement et de propagation de microfissure entre phases.

## 2.2 Activité plastique cyclique

Un système de glissement est activé à partir du cycle pour lequel une marque de glissement est visible en microscopie optique. Il est évident que le système a été activé plus tôt, mais rien ne permet de le détecter avant l'apparition d'une marque en surface.

La comparaison entre l'angle que fait une marque de glissement apparue en surface avec l'axe de l'éprouvette et les angles  $\Pi$  calculés a permis de définir les systèmes de glissement activés. Les nombres de cycles

effectués avant la première détection de ces marques ont également été enregistrés.

Dans l'austénite, les marques de glissement sont visibles dès le cycle 4. Les grains austénitiques présentent un réseau dense de marques de glissement rectilignes, fines, parallèles et distribuées de manière assez homogène, conduisant à un faible relief. Ces éléments sont caractéristiques du glissement planaire dans la structure CFC à faible énergie de faute d'empilement. Le faible nombre de systèmes de glissement activés et le caractère rectiligne des marques de glissement y rend aisée l'identification des systèmes activés. Jusqu'à rupture, la déformation plastique cyclique se manifeste dans l'austénite sur un seul système de glissement le plus souvent, parfois deux, très rarement trois.

La figure 4a montre la distribution de la fréquence cumulée des facteurs de Schmid  $\mu$  les plus élevés dans un grand nombre de grains austénitiques analysés par EBSD (environ 430 grains  $\gamma$ , couvrant une surface d'environ  $600 \times 500 \mu\text{m}^2$ ) et celle des facteurs de Schmid les plus élevés correspondant aux systèmes de glissement activés dans une sélection de grains parmi les précédents, sur lesquels nous avons réalisé une analyse fine des marques de glissement en surface (environ 50 grains). La superposition de ces courbes montre que le facteur de Schmid est un critère de contrôle de l'ordre d'activation des systèmes de glissement dans la phase  $\gamma$ . Notons que les deux courbes présentent

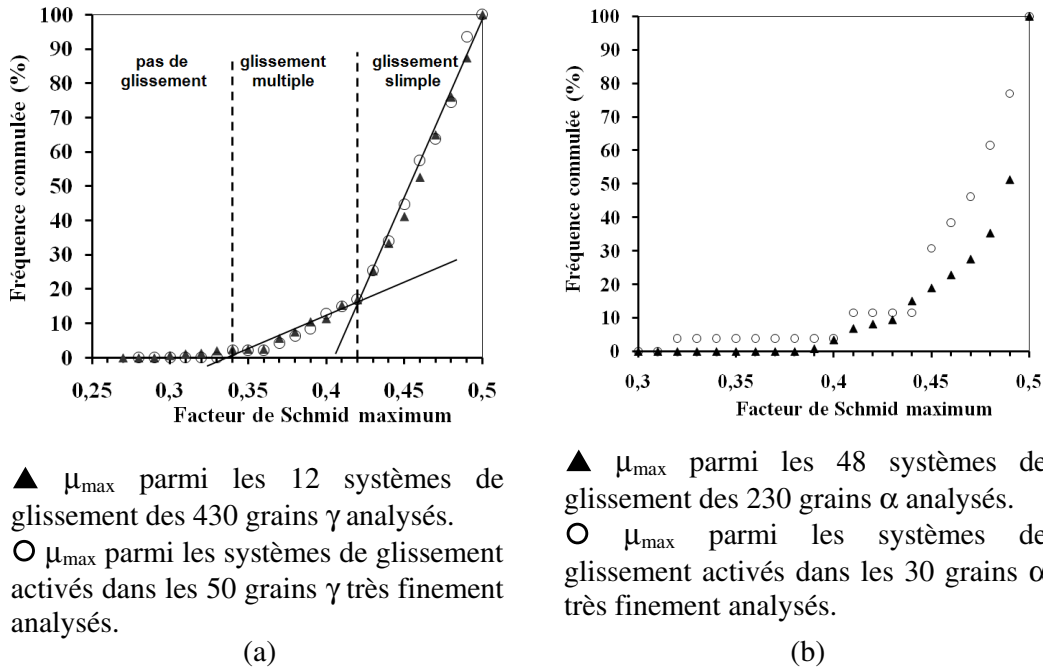


Fig. 4. (a) Courbes de distribution de la fréquence cumulée des facteurs de Schmid maximum des systèmes activés dans les 50 grains austénitiques précisément analysés et du facteur de Schmid maximum pour tous les systèmes de glissement de tous les grains austénitiques analysés (environ 430 grains); (b) Courbes de distribution de la fréquence cumulée des facteurs de Schmid maximum des systèmes activés dans les 30 grains ferritiques précisément analysés et du facteur de Schmid maximum pour tous les systèmes de glissement de tous les grains ferritiques analysés (environ 230 grains).

Fig. 4. (a) Accumulated frequency curves of the maximum Schmid factors of the activated slip systems in the 50 austenitic grains precisely analyzed and of the maximum Schmid factor for all the slip systems in all the austenitic grains analysed (about 430 grains); (b) Accumulated frequency curves of the maximum Schmid factors of the activated slip systems in the 30 ferritic grains precisely analyzed and of the maximum Schmid factor for all the slip systems in all the ferritic grains analysed (about 230 grains).

deux changements de pente, l'un à  $\mu = 0,36$  et l'autre à  $\mu = 0,42$ , définissant ainsi 3 domaines caractéristiques [12]. Dans les grains à fort facteur de Schmid ( $0,42 < \mu < 0,5$ ), on observe une tendance au glissement simple (un seul système activé). C'est ce qui est observé dans 65 % des grains austénitiques. Dans les grains à facteur de Schmid intermédiaire ( $0,34 < \mu < 0,42$ ), plusieurs systèmes de glissement, généralement deux, très rarement trois, sont activés (glissement multiple). Dans les grains à facteur de Schmid inférieur à 0,34, aucun système de glissement ne semble être activé.

Dans la ferrite, les premières marques de glissement apparaissent au cycle 100. Le nombre de systèmes potentiels et le glissement dévié facile dans le réseau CC conduisent à des traces de glissement sinuées rendant leur analyse complexe, et

un fort relief de surface est souvent observé. Dans les grains ferritiques, plusieurs systèmes de glissement sont généralement activés, leur identification est souvent ambiguë, et un angle de twist minimum est utilisé ici comme critère pour lever l'ambiguïté. Jusqu'à sept systèmes de glissement activés ont été identifiés dans certains grains ferritiques, en des zones différentes du grain assez souvent. Le facteur de Schmid ne contrôle pas nécessairement l'ordre d'activation des systèmes.

La figure 4b montre la distribution de la fréquence cumulée des facteurs de Schmid  $\mu$  les plus élevés sur un grand nombre de grains ferritiques analysés par EBSD (environ 230 grains  $\alpha$ , couvrant une surface d'environ  $600 \times 500 \mu\text{m}^2$ ) et celle des facteurs de Schmid des systèmes de glissement activés dans une sélection de grains ferritiques

sur lesquels une analyse fine des traces de glissement en surface a été faite (environ 30 grains). La non superposition des deux courbes montre que le systèmes de glissement activé n'est pas toujours celui dont le facteur de Schmid est maximum.

Dans tous les grains ferritiques analysés, le facteur de Schmid maximum est supérieur ou égal à 0,39, et dans 94 % des grains  $\alpha$  analysés, il y a au moins un système de glissement dont le facteur de Schmid est supérieur à 0,4. Les facteurs de Schmid des systèmes de glissement activés identifiés dans les 30 grains très finement analysés est supérieur ou égal à 0,32. Toutefois, comparative-ment à ce qui se passe dans les grains austénitiques, les valeurs des facteurs de Schmid sont plus dispersées dans les grains ferritiques. Certains systèmes de glissements activés, le plus souvent secondaires, ont des facteurs de Schmid inférieurs à 0,25, alors que d'autres grains avec un, voire des facteurs de Schmid plus élevés ne sont pas activés.

### 2.3 Relations d'orientation entre phases

Des couples de grains  $\alpha/\gamma$  voisins présentant des lignes de glissement alignées au joint de phase ont été analysés, afin de déceler l'existence éventuelle de relations d'orientations cristallographiques entre phases, dites relations d'orientation de Kurdjumov-Sachs<sup>1</sup> (KS).

Notons que peu de couples de grains  $\alpha/\gamma$  voisins présentent des lignes de glissement alignées au joint de phase ( $\beta \approx 0$ ). Une analyse très fine a été menée sur une vingtaine de ces couples [15]. Parfois, ces marques rectilignes traversant les joints de phases n'existent que localement dans les grains ferritiques, les marques de glissement observées au centre de ces grains présentant d'autres orientations. Parmi les couples de grains  $\alpha/\gamma$  voisins analysés, seul un couple présentait des marques de glissement alignées pouvant correspondre à l'existence de relations KS, à savoir correspondant à deux systèmes de glissement présentant un angle de twist inférieur à 4° (Fig. 5a). Trois autres

couples possédaient des systèmes de glissement présentant un angle de twist compris entre 15 et 20°. Les autres couples possédaient des systèmes de glissement présentant des angles de twist supérieurs à 20°.

Il semble donc, contrairement à ce qui est observé dans les aciers inoxydables duplex de fonderie [10], que les deux phases de l'acier duplex forgé étudié ici présentent rarement des relations d'orientation de type KS.

Il est intéressant de noter que pour les quatre couples de grains  $\alpha/\gamma$  voisins analysés ayant des systèmes de glissement tels que l'angle de twist est inférieur à 20° : (i) les marques de glissement apparaissent d'abord dans le grain austénitique, puis, en alignement, dans le grain ferritique ; (ii) le relief de ces marques de glissement dans la ferrite reste, jusqu'à la fin de l'essai (2300 cycles), beaucoup moins marqué que celui des marques de glissement dans les autres couples de grains  $\alpha/\gamma$  analysés. L'existence de relations d'orientation signifie une compatibilité des systèmes de glissement entre les deux phases  $\alpha$  et  $\gamma$ , d'où une transmission du glissement plus facile d'une phase à une autre, sans concentration de contraintes aux joints de phases, ce que montrent les travaux [8, 15, 16] grâce à des observations par microscopies électroniques à balayage et en transmission. Le joint de phase est alors un obstacle faible au glissement des dislocations, et seule une faible activité plastique dans la ferrite est nécessaire pour accommoder la déformation plastique du grain austénitique voisin (Fig. 5a). Au contraire, lorsque les relations KS ne sont pas satisfaites, ce qui est le plus souvent rencontré dans l'acier étudié, quand une activité irréversible des dislocations se développe dans un grain austénitique, plusieurs systèmes de glissement s'activent dans le ou les grains ferritiques voisins, le plus souvent au voisinage du joint de phase, et un intense relief de surface s'y développe (Fig. 5b). Ceci est en accord avec les observations effectuées par nous-mêmes par profilométrie interférométrique [17] et par Salazar et al. par AFM [11]. Il est ainsi évident qu'un faible angle de twist n'est pas suffisant pour permettre le transfert de glissement de l'austénite à la ferrite. Les orientations relatives

<sup>1</sup> Relations d'orientation de Kurdjumov-Sachs :  $\{111\}_\gamma // \{110\}_\alpha, \langle 110 \rangle_\gamma // \langle 111 \rangle_\alpha$ .

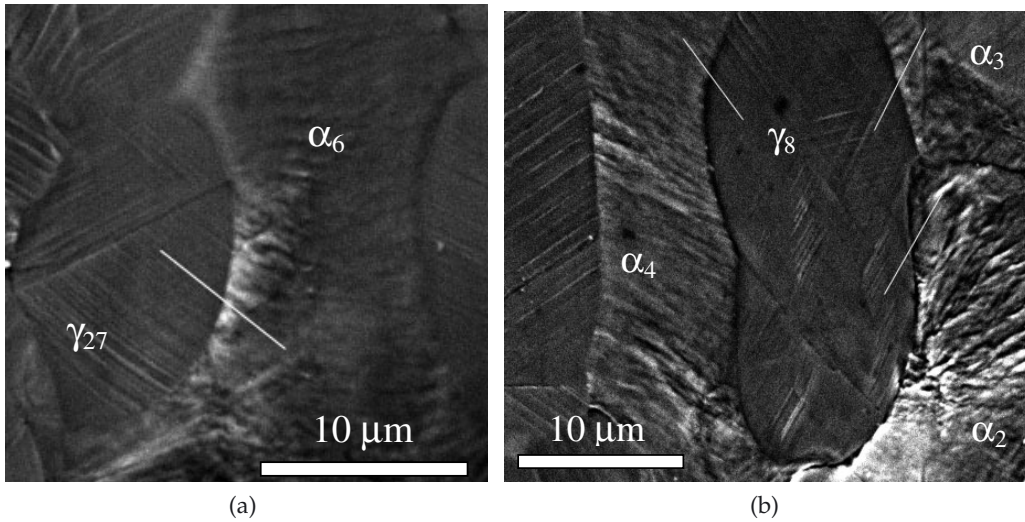


Fig. 5. Exemples de marques de glissement alignées dans des grains austénitique et ferritique voisins : (a) relations KS satisfaites ; (b) relations KS non satisfaites.

Fig. 5. Examples of “in line” slip markings in neighboring austenitic and ferritic grains: (a) KS relations are fulfilled; (b) KS relations are not fulfilled.

d’une centaine de couples de grains  $\alpha/\gamma$  voisins ont été analysées. Soixante présentent des systèmes de glissement avec un angle de tilt proche de zéro, tandis que le relief dans le grain ferritique est très intense. Ces résultats montrent bien que l’activité plastique dans les grains ferritiques dépend à la fois de l’activité plastique dans les grains austénitiques voisins et de leurs orientations relatives.

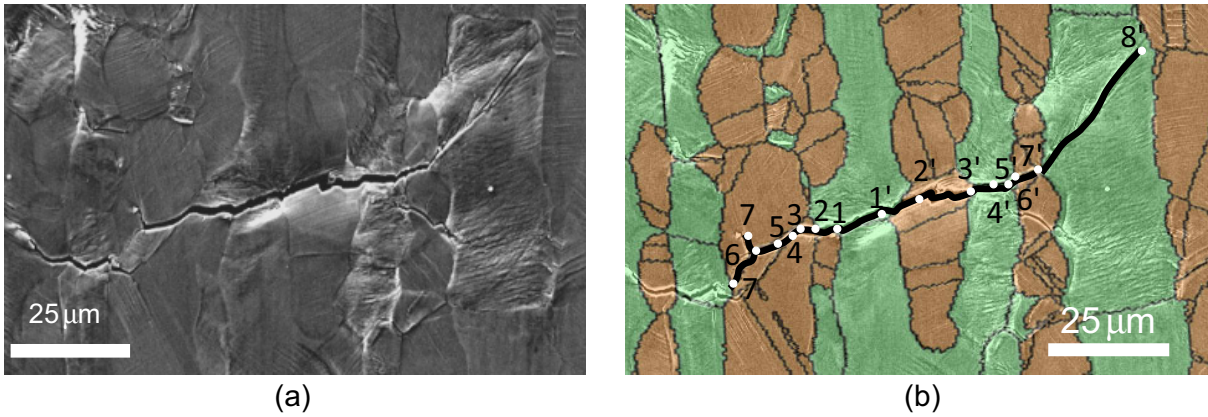
#### 2.4 Amorçage et propagation en stade I

À la fin de l’essai (2300 cycles), de nombreuses microfissures de la taille d’un grain sont observées dans la partie centrale de l’éprouvette, souvent aux joints de grains  $\alpha/\alpha$ . Quelques fissures se sont propagées jusqu’à atteindre la taille de plusieurs grains. La propagation et le trajet de propagation de l’une d’entre elles sont analysés en détails ici (Fig. 6). Les différentes phases de propagation et les trajets empruntés par la fissure sont détaillés dans le tableau 1.

La première microfissure était observée au cycle 750, à un joint de grain  $\alpha/\alpha_{1-1'}$ , la déformation plastique était très localisée de part et d’autre de ce joint. La plupart des microfissures amorcées l’étaient dans un joint de grain  $\alpha/\alpha$ , les joints  $\alpha/\alpha$  étant quasi-perpendiculaires à l’axe de chargement, au

contraire des joints de phase qui lui sont quasi-parallèles. De telles microfissures se propagent en surface progressivement de part et d’autre, simultanément ou alternativement, dépendant de la difficulté de propagation à travers la microstructure. Elle s’est propagée le long de joints de grains ou de phases, ou le long de marques de glissement.

Comme elle influence la propagation du glissement d’une phase à l’autre, l’existence ou non de relations d’orientation entre les phases  $\alpha$  et  $\gamma$  influence la propagation des microfissures entre phases. La figure 7 présente le cas d’un grain  $\gamma_3$  encadré de deux grains  $\alpha_1$  et  $\alpha_2$ . Des marques de glissement quasiment alignées existent dans les deux grains voisins  $\gamma_3$  et  $\alpha_2$ . Pourtant seul le grain  $\alpha_2$  présente des microfissures amorcées. C’est que la colinéarité des lignes de glissement entre les grains  $\gamma_3$  et  $\alpha_2$  ne correspond pas à une relation d’orientation KS : le système activé dans  $\gamma_3$  est le système  $(1\bar{1}1)[110]$  ( $SF = 0,47$ ), le système activé dans  $\alpha_2$  est le système  $(3\bar{1}\bar{2})[111]$  ( $SF = 0,33$ ). Selon le modèle de Zhai, l’angle de tilt entre les deux systèmes de glissement activés est affectivement quasi-nul, tandis que l’angle de twist vaut  $58^\circ$ , valeur suffisamment élevée pour expliquer qu’une microfissure amorcée dans le grain  $\alpha_2$  ne se propage pas dans le grain  $\gamma_3$ . Par ailleurs on observe



**Fig. 6. Trajet de propagation d’une fissure microstructuralement courte : (a) photographie au microscope électronique à balayage, (b) détails des étapes de propagation sur une image superposant l’image EBSD (avant essai) à l’image MEB (après essai).**

*Fig. 6. Short crack propagation path: (a) photograph by scanning electron microscopy ; (b) details of propagation steps on an EBSD image (taken before the test) overlapped by a MEB image (taken after the test).*

**Tableau 1. Description des étapes de propagation de la fissure observée sur la figure 6 (JP = joint de phases, JG = joint de grains, Trans = transgranulaire).**

*Table 1. Description of propagation steps of the crack observed in Figure 6 (JP for phase boundary, JG for grain boundary, Trans for transgranular).*

Amorçage	Etape		type	N		
	1–1'		$\alpha/\alpha$ GB	750		
Propagation	gauche			droite		
	Etape	type	N	Etape	type	N
	1 → 2	JP $\alpha/\gamma$	1000	1' → 2'	Trans $\gamma$	1000
	2 → 3	Trans $\gamma$	1600	2' → 3'	Trans $\gamma$	1600
	3 → 4	Trans $\gamma$	1750	3' → 4'	JG $\alpha/\alpha$	
				4' → 5'	JG $\alpha/\alpha$	1900
	4 → 5	JG $\gamma/\gamma$	2000	5' → 6'	Trans $\gamma$	2000
	5 → 6	JG $\gamma/\gamma$		6' → 7'	JG $\gamma/\gamma$	
6 → 7	Trans $\gamma$	2300	7' → 8'	Trans $\alpha$	2300	
6 → 7'	JG $\gamma/\gamma$					

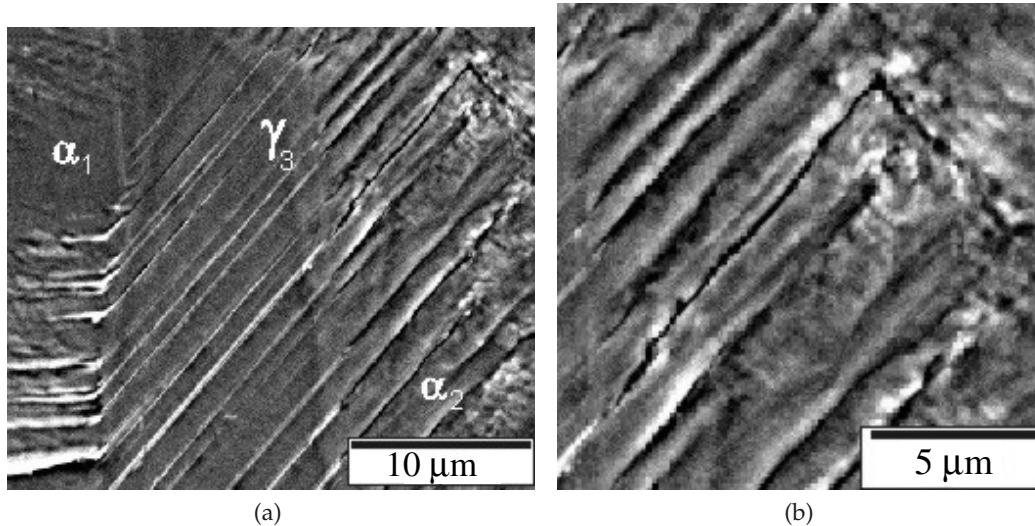
un relief plus intense dans le grain ferritique  $\alpha_2$  que dans le grain austénitique  $\gamma_3$ .

### 3 Conclusions

Le travail présenté s’inscrit dans le cadre d’une étude du comportement en fatigue plastique oligocyclique à température ambiante d’un acier inoxydable duplex forgé. Les résultats présentés concernent un essai de traction/compression à déformation totale imposée  $\Delta \epsilon_t/2 = \pm 5 \times 10^{-3}$ . Une analyse des orientations cristallines par EBSD a été pratiquée avant l’essai mécanique. Des observations optiques par caméra CCD ont été réalisées in situ en cours d’essai et une analyse MEB a été pratiquée en fin d’essai.

À partir des mesures EBSD, les orientations relatives entre phases ont été identifiées, l’activité plastique cyclique dans un grand nombre de grains dans chacune des phases a été analysée et les systèmes de glissement activés ont été déterminés. Les résultats conduisent aux conclusions suivantes : (i) dans l’acier forgé étudié, les relations d’orientation de type Kurjumov-Sachs entre les phases  $\alpha$  et  $\gamma$  sont rarement satisfaites ; (ii) l’identification des systèmes de glissement activés est aisée dans l’austénite, elle est difficile dans la ferrite ; (iii) le glissement dans les grains austénitiques, qui apparaît en premier, est gouverné essentiellement par le facteur de Schmid, ce qui n’est pas le cas dans les grains ferritiques ; (iv) la quasi-absence de relations KS entre phases explique les zones de déformation plastique





**Fig. 7. Photographie MEB montrant un grain  $\gamma$  entre deux grains  $\alpha$ . (b) = détail de (a) : une microfissure amorcée dans le grain  $\alpha_2$  reste confinée dans la phase ferritique.**

*Fig. 7. Photograph by scanning electron microscopy showing a  $\gamma$  grain between two  $\alpha$  grains; (b) = detail of (a) : a microcrack initiated in the grain  $\alpha_2$  remains confined in the ferritic phase.*

intense observées dans la ferrite, dû à la difficile propagation du glissement de l'austénite à la ferrite.

À partir des observations optiques in situ et des observations MEB a posteriori, l'amorçage et la propagation de microfissures de surface à travers la structure bi-phasée ont été analysés. Les résultats conduisent aux conclusions suivantes : (i) les microfissures s'amorcent le plus souvent aux joints de grains  $\alpha/\alpha$  ; (ii) la propagation en surface de grain à grain peut être transgranulaire (surtout dans l'austénite), intergranulaire (joints  $\gamma/\gamma$  ou  $\alpha/\alpha$ ) ou interphase ( $\alpha/\gamma$ ) en fonction du voisinage ; (iii) la quasi-absence de relations KS entre phases explique la difficile propagation des fissures courtes entre phases.

La présente analyse doit permettre d'évaluer les vitesses de propagation et d'arrêt aux joints de grains et de phases, en fonction des orientations relatives aux joints. Par ailleurs, les images optiques ont permis une mesure puis une analyse des déformations locales à l'échelle des grains, grâce à une technique de corrélation d'images numériques [18].

### Remerciements

Cette étude a été supportée par le programme ECOS-Sud – MINCyT, dans le cadre du projet

No. A06E01 du Ministère de l'Éducation Nationale français et du Ministère National de la Science et de la Technologie d'Argentine, et dans le cadre du programme CISIT supporté par la région Nord - Pas-de-Calais en France. Les auteurs remercient par ailleurs Patrick Villechaise, du LMPM à l'ENSMA-Poitiers, pour la réalisation des mesures par EBSD.

### Références

- [1] I. Alvarez-Armas, S. Degallaix-Moreuil, Duplex stainless steels, ISTE Ltd et John Wiley & Sons ed., 2009
- [2] T. Magnin, J.M. Lardon, L. Coudreuse, A new approach to low cycle fatigue behavior of a duplex stainless steel based on the deformation mechanisms of the individual phases, in Low Cycle Fatigue. ASTM STP 942, edited by H.D. Solomon, G.R. Halford, L.R. Kaisand, B.N. Leis, PA, 1988, pp. 812-823
- [3] J. Polak, T. Kruml, S. Degallaix-Moreuil, *Scripta Metall. Mater.* **31** (1993) 1553-1558
- [4] S. Degallaix-Moreuil, A. Seddouki, G. Degallaix, T. Kruml, J. Polak, *Fat. Fract. Eng. Mater. Struct.* **18** (1995) 65-77
- [5] A. Mateo, L. Llanes, L. Iturgoyen, M. Anglada, *Acta Mater.* **44** (1996) 1 143-1153
- [6] V. Aubin, P. Quaegebeur, S. Degallaix-Moreuil, *Mat. Sc. Eng. A*, **346** (2003) 208-215
- [7] T. Kruml, J. Polak, K. Obrtlík, S. Degallaix-Moreuil, *Acta Mater.* **45** (1997) 5145-5151
- [8] I. Alvarez-Armas, M.C. Marinelli, J.A. Malarria, S. Degallaix-Moreuil, A.F. Armas, *Int. J. Fat.* **29** (2007) 758-764

- [9] B. Verhaeghe, F. Louchet, B. Doisneau-Cottignies, *Phil. Mag.* **A 76** (1997) 1079-1091
- [10] S. Bugat, Comportement et endommagement des aciers austéno-ferritiques vieillis : une approche micromécanique, Ph.D. Thesis, ENSMP, 2000
- [11] D. Salazar, Étude du partage de la plasticité cyclique d'un acier duplex par microscopie à force atomique, Ph.D. Thesis, Université Lille 1, 2008
- [12] A. El Bartali, V. Aubin, L. Sabatier, P. Villechaise, S. Degallaix-Moreuil, *Scripta Mater.* **59** (2008) 1231-1234
- [13] K.J. Miller, *Fat. Fract. Eng. Mater. Struct.* **16** (1993) 931-939
- [14] T. Zhäi, A.J. Wilkinson, J.W. Martin, *Acta Mater.* **48** (2000) 4917-4927
- [15] M.-C. Marinelli, A. El Bartali, J.W. Signorelli, P. Evrard, V. Aubin, I. Alvarez-Armas, S. Degallaix-Moreuil, *Mat. Sc. Eng. A* **509** (2009) 81-88
- [16] P. Zhang, S. Qua, Q.Q. Duana, S.D. Wua, S.X. Lia, G. Wanga, Z.F. Zhang, *Philosophical Magazine* **91** (2011) 229-249
- [17] A. El Bartali, V. Aubin, S. Degallaix, *Int. J. Fat.* **31** (2009) 2049-2055
- [18] A. El Bartali, V. Aubin, S. Degallaix-Moreuil, *Fat. Fract. Eng. Mater. Struct.* **31** (2008) 137-151