

## Effet de couplage mécano-chimique sur le comportement électrochimique de l'acier austénitique 316Ti

Houria Kaddour<sup>1</sup>, Benrabah Imed-Eddine<sup>2</sup>, Taguia Sohaib<sup>2</sup>, Fatah Hellal<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Le Centre de Recherche Scientifique et Technique en Soudage et Contrôle, Alger (Chéraga) – Algérie.

<sup>2</sup>Département de Métallurgie, Ecole Nationale Polytechnique, Alger, Algérie.

**Résumé-** La corrosion intergranulaire est une attaque préférentielle aux joints de grain de l'acier inoxydable austénitique [1]. Elle apparaît au voisinage des soudures, particulièrement dans les zones affectées par la température (ZAT) et est généralement le résultat d'une sensibilisation. Cette dernière se produit quand le matériau est chauffé dans une gamme de température allant de 500C° à 900 C°. A ces températures, le chrome et le carbone diffusent aux joints de grain pour former des carbures de chrome de type Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>. Alors que les carbures se forment, la teneur en chrome diminue dans le métal de base, mais augmente considérablement dans les joints de grain. Dans les zones ayant un niveau de chrome bas, la teneur en chrome est inférieure à celle du reste de l'alliage, rendant ces zones susceptibles d'être corrodées.

La stabilisation est une façon plus traditionnelle d'empêcher la corrosion intergranulaire. Les nuances stabilisées ont des additions de titane ou de niobium. Le carbone se combine avec ces éléments stabilisants et laisse la teneur en chrome inchangée. Le chrome reste disponible dans tout le matériau pour former la couche passive.

Le but de ce travail est d'étudier l'effet de couplage mécano-chimique sur le comportement électrochimique de l'acier austénitique 316Ti dans une solution acide H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> de 0.75N.

**MOTS-CLES :** acier inoxydable austénitique stabilisé au titane, corrosion sous contrainte, laminage à froid.

### 1. Introduction

Les aciers inoxydables austénitiques stabilisés au titane de type AISI316Ti et 321 sont très employés dans le circuit primaire des centrales nucléaires REP du fait de leur bonne résistance à la corrosion intergranulaire à haute température. En revanche, ils présentent une sensibilité marquée à la Corrosion Sous Contrainte (CSC) dans certaines situations de milieux ou d'écrouissage [2]. La corrosion sous contrainte se caractérise par l'apparition de fissures dont la propagation est perpendiculaire à la contrainte.

L'objectif de ce travail est de suivre la cinétique de corrosion, dans un milieu acide, d'un substrat en acier 316Ti soumis à différents taux de laminage, et ce par l'utilisation de différentes techniques de caractérisation microstructurale (Diffraction des RX, Microscope optique et Microscope électronique à balayage) électrochimique (voltamétrie) et mécanique (microdureté).

### 2. Procédures expérimentales

Le matériau pris dans cette étude est l'acier inoxydable austénitique stabilisé au titane 316Ti (Z8 CNDT 17-12selon la norme AFNOR). Le tableau1 donne le pourcentage massique des éléments d'alliage de cet acier.

**Tableau 1 : Composition chimique du 316Ti.**

Fe %	C %	Cr %	Ni %	M %	Mn %	T %	S %
67,5 0	0.0 34	16, 52	10,4 1	2, 02	1,69 0	0. 48	0,0 17

Des éprouvettes plates, de dimension 160 x 10 x 5mm<sup>3</sup>, ont été découpées à partir de tôle. Ces éprouvettes ont été laminées à froid (température ambiante) à différents taux de laminage : 20%, 40%, 60% et 75%.

Le taux de laminage est calculé par la relation suivante:

$$\varepsilon\% = \ln(l_0/l),$$

avec  $l_0$  est épaisseur initiale,  $l$  est épaisseur finale.

Le tableau 2 montre les dimensions finales des éprouvettes après chaque taux de laminage.

**Tableau 2: Dimensions des éprouvettes après laminage à froid**

Taux de laminage (%)	Longueur (mm)	Largeur (mm)	Épaisseur (mm)
0%	160	10	5
20%	180	10	4.1
40%	213	10.5	3.4
60%	258	11.2	2.8
75%	316	11.5	2.4

La préparation de la surface du substrat a été réalisé par le polissage mécanique à l'aide des papiers de carbure de silicium (SiC) allant jusqu'à une granulométrie de 4000, et successivement nettoyé et rincé avec de l'eau distillée et de l'acétone.

Les essais de la microdureté ont été réalisés avec un microduromètre Zwick ZH 10 de charge minimale de 10 g et de charge maximale de 10 kg.

Ces séries essais ont pour but d'étudier l'influence du laminage sur la dureté du substrat.

Le montage électrochimique utilisé est un montage à trois électrodes comprenant l'électrode de référence est une électrode au calomel saturée (ECS), la contre électrode de platine et l'électrode de travail (316Ti).

La solution d'étude est la solution H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> de concentration 0.75N. Les essais voltamétrie ont été effectués dans les conditions suivantes :

- abandon de 8 heures.
- balayage depuis la partie cathodique jusqu'à la partie anodique (de -0.6V jusqu'à +0.9V), avec une vitesse de balayage de 2mV/s.

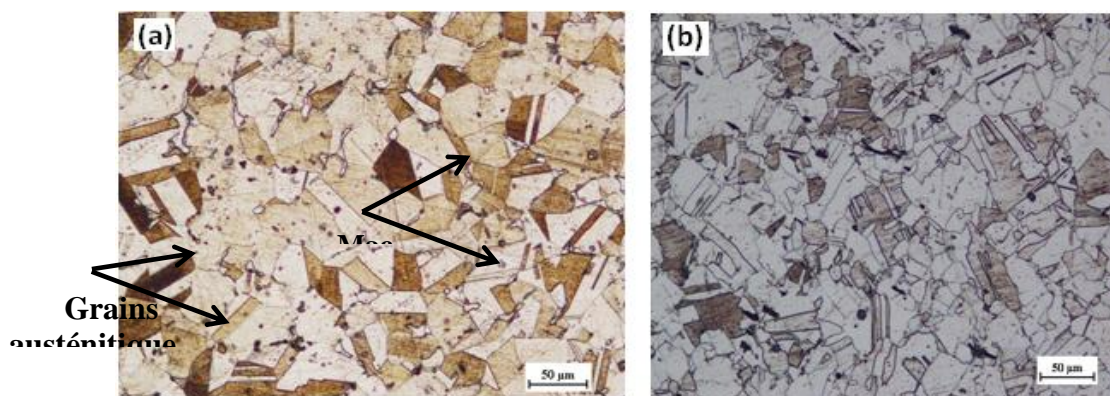
### 3. Résultats et discussions

#### 3.1 Examen au Microscope optique

La figure (1-a, b) montre les résultats des observations optiques de la microstructure de l'acier 316Ti à son état de réception dans le sens transversal (a) et longitudinal (b).

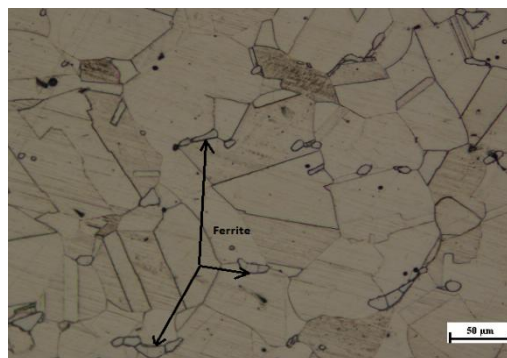
Ces micrographie montrent une structure austénitique, avec une grande densité de macles, la distribution des grains est uniforme, leur forme est polygonale avec des joints de grain apparents.

On observe d'une part, peu de différence de taille de grain entre le sens longitudinal et le sens transversal, comme le montrent respectivement les micrographies de la figure (1-a, b).



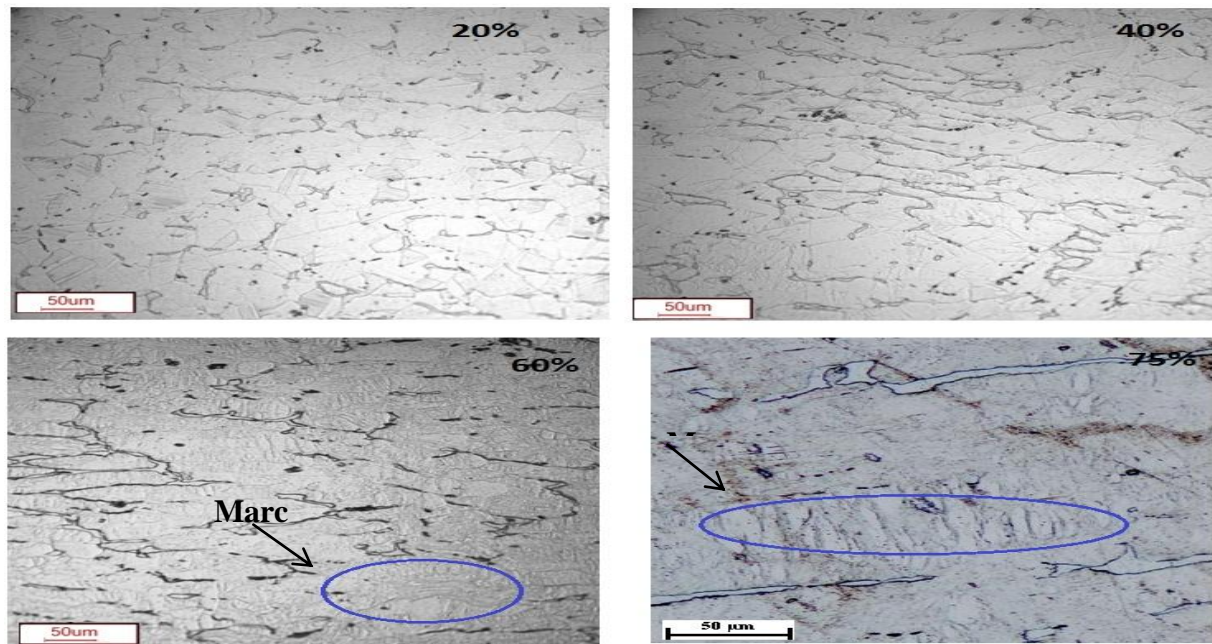
*Figure 1 : Micrographie métal de base. (a) dans le sens longitudinal et (b) dans le sens transversal*

D'autre part, les micrographies de la figure (2) présentent de petites plages de ferrite au joint de grains.



*Figure 2 : Micrographie de l'acier 316Ti présente des petites plages de ferrite*

Les résultats des observations de la microstructure de l'acier 316Ti déformé plastiquement montrent qu'en présence de contraintes externes mécaniques, des modifications au niveau de la morphologie de la surface se produisent : des hétérogénéités rendent la surface plus réactive. Il s'agit de marches monoatomiques, des émergences en surface de dislocations mobiles évoluant dans le volume formant ainsi des crans et des marches de hauteurs variables (figure 3).



**Figure 3 :** Microstructure de 316Ti après avoir été déformé à température ambiante

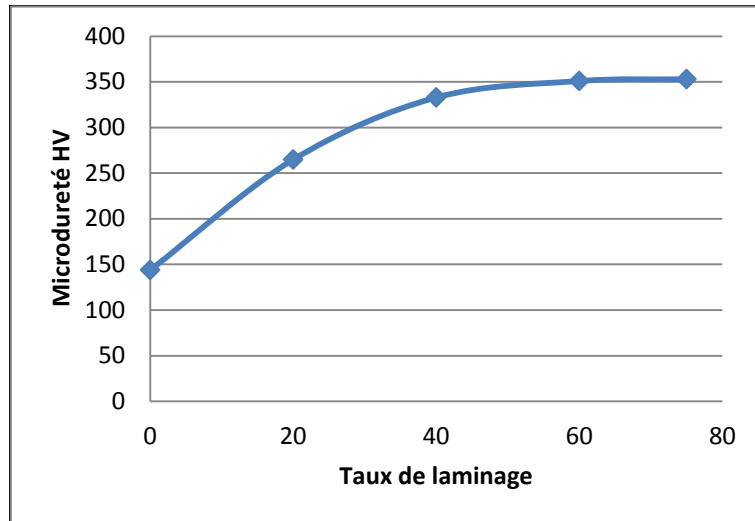
### 3.2 Essais de microdureté

Les résultats des essais de microdureté HV des différents échantillons obtenus sont résumés dans le tableau 3.

**Tableau 3 :** Essais de microdureté HV

Echantillon	Microdureté HV
Non déformé	144
Déformé à 20%	265
Déformé à 40%	333
Déformé à 60%	351
Déformé à 75%	353

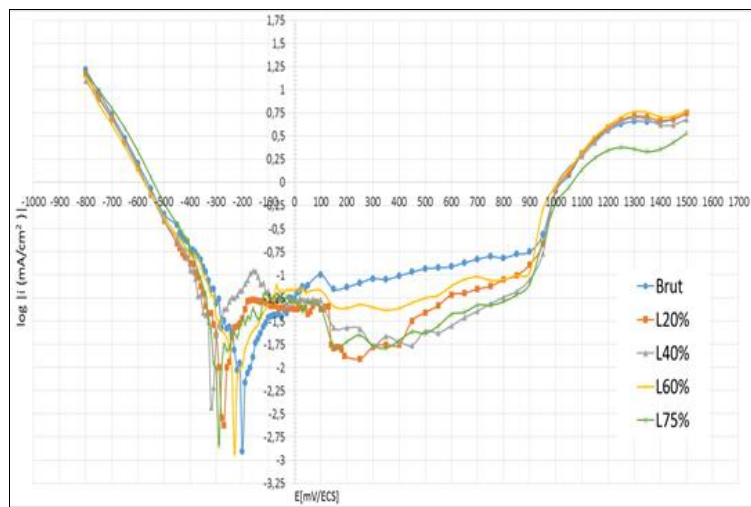
D'après le tableau 3, la microdureté du substrat non déformé est de 144HV. Après déformation de 20%, la microdureté devient égale à 265HV, soit pratiquement le double de la première valeur. Par augmentation de la déformation du substrat de 40 à 75%, la microdureté devient uniforme et elle est comprise entre 333 et 353HV (figure 4). Cette évolution est à rattacher à la microstructure de laminage.



*Figure 4 : Evolution de microdureté Vickers en fonction de taux de laminage*

### 3.3 Technique de polarisation anodique

Les courbes de polarisation anodique de 316Ti sont représentées dans la figure 5.



*Figure 5 : Courbes de polarisation anodique de substrats à différents taux de laminage*

La figure 5 montre que les courbes de polarisation anodique du 316Ti aux différents taux de laminage ont la même allure.

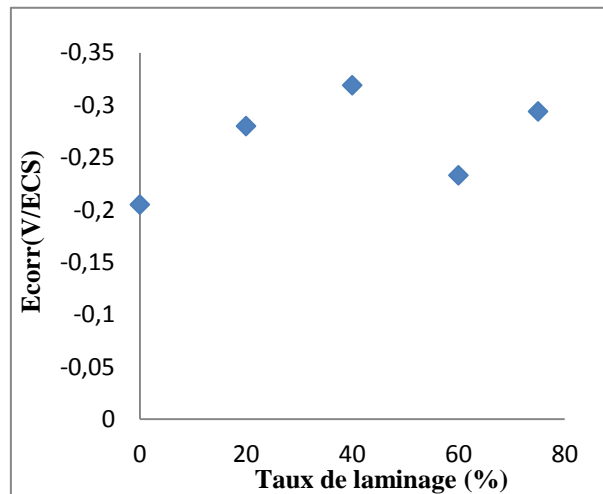
Les paramètres électrochimiques ( le potentiel de corrosion  $E_{corr}$ , le courant de corrosion  $I_{corr}$  et la résistance à la polarisation  $R_p$ ) ont été calculés à l'aide de logiciel Corrview.

Les résultats obtenus par l'exploitation des courbes précédentes sont récapitulés dans le tableau 4.

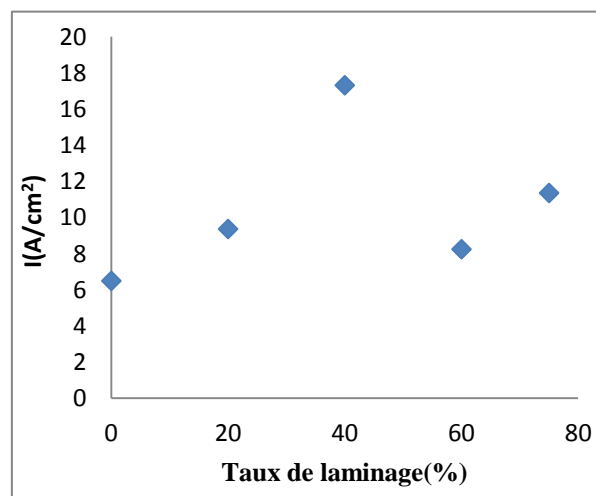
**Tableau 4 :**  $E_{CORR}$ ,  $I_{CORR}$  et  $R_p$  à différents taux de laminage

Taux de laminage	$E_{CORR}$ (V/ECS)	$I_{CORR}$ ( $\mu A/cm^2$ )	$R_p$ ( $\Omega/cm^2$ )
0%	-0,205	6.5	1820
20%	-0,280	9.37	623
40%	-0,319	17.32	814
60%	-0,233	8.25	1357
75%	-0,294	11.36	1125

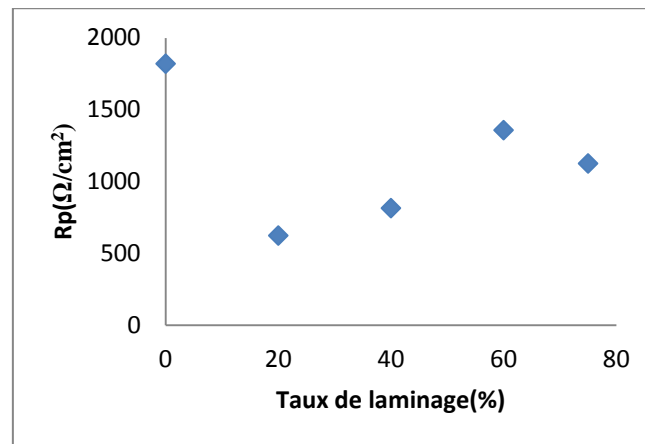
Les tracés des courbes  $E_{corr}$ ,  $I_{corr}$  et  $R_p$  en fonction de taux de déformation sont représentés respectivement dans les figures 6, 7 et 8.



**Figure 6 :** Evolution du potentiel de corrosion en fonction de taux de déformation



**Figure 7 :** Evolution du courant de corrosion en fonction de taux de déformation



**Figure 8 :** Evolution de la résistance de polarisation en fonction de taux de déformation

D'après les résultats de la voltamétrie nous avons une petite diminution de potentiel en fonction de taux de laminage jusqu'à 40%. L'écroutissage associé se traduit par une augmentation de la densité des dislocations [3] qui sont des sites de dissolution anodique. En outre, une transformation partielle de l'austénite en martensite peut entraîner la formation de micropiles locales entre la martensite et l'austénite. Pour les taux de laminage supérieurs à 40%, nous avons une petite augmentation de potentiel, qui est due au réarrangement, sous l'effet des contraintes appliquées, de la structure des dislocations et des défauts de structures existants.

### Conclusion

En présence de contraintes externes mécaniques induisant la déformation plastique, des modifications au niveau de la morphologie de la surface se produisent : des hétérogénéités rendent la surface plus réactive. Il s'agit de marches monoatomiques, des émergences en surface de dislocations mobiles évoluant dans le volume formant ainsi des crans et des marches de hauteurs variables. Ces hétérogénéités de surface favorisent une modification des processus électrochimiques, des potentiels de dissolution ou d'adsorption des espèces oxydantes. La rupture du film passif par ces émergences de lignes ou de bandes de glissement en surface expose le métal au milieu par endroit, favorisant ainsi la dissolution sur la surface dépassivée.

Les mécanismes de déformation plastique ont donc une grande importance sur les réactions électrochimiques au même titre que l'état d'écroutissage de la surface [3], et sont donc évalués avec intérêt.

### Références

- [1] Julien DELEUME., « Facteurs métallurgiques et mécanique contrôlant l'amorçage de défauts de corrosion sous contrainte dans l'alliage 718 en milieu primaire des réacteurs à eau sous pression ». Thèse de doctorat, de l'institut national polytechnique de Toulouse (2007).
- [2] F. VAILLANT, P. HUGUENIN, B. DECAMPS, M. LE MILLIER. « La Corrosion Sous Contrainte des aciers inoxydables austénitiques dans l'industrie nucléaire ». SÉMINAIRE du 30 mars 2012 Centre des Matériaux – Évry
- [3] Sarata CISSE., « Influence de la localisation de la déformation plastique sur la Corrosion sous Contrainte des aciers inoxydables. Application à l'IASCC des internes de cuve ». Thèse de doctorat, de l'institut national polytechnique de Toulouse (2012).