

REFERENCES

1. Barakat, A.O. and El-Harakany, A.A., *Electrochim. Acta* 30, (1985), 367.
2. El-Harakany, A.A. and Barakat, A.O., *J. Solution Chem.* 14, (1985), 263.
3. Pawlak, Z. and Bates, R.G., *J. Solution Chem.* 5, (1976), 325.
4. El-Harakany, A.A., Abdel Halim, F.M. and Barakat, A.O., *J. Electro Anal. Chem. Interfacial Electrochem.* 162, (1984), 285.
5. Barakat, A.O., El-Harakany, A.A. and Abd-El-Maboud, A., *Egypt. J. Chem.* 39, 2, (1996), 143-156.
6. Durst, R.A. and Staples, B.R., *Clin. Chem.*, 18, (1972), 206.
7. Vega C.A., Rosado E. and Bates R.G., *J. Chem. Eng. Data*, 35, (1990), 407.
8. Brown, A.S., *J. Am. Chem. Soc.* (1934), 646.
9. El-Semongy M.M., Kenawy I.M. and Fouda A.S., *J. Chem. Soc., Faraday Trans.*, 1, 78, (1982), 897.
10. Please, N.W., *Biochem. J.* 56, (1954), 196.
11. Schindler, P., Robinson, R.A., Bates R.G., *J. Res. Natl. Bur. Std.* 72 A, (1968), 141.
12. Bates, R.G., Falcone, J.S., Jr. and Ho A.Y.W. Ho, *Anal. Chem.*, 46, (1974), 2004.
13. Sastry V.V. and Kalidas, C., *J. Electrochem. Soc. India* 35(3), (1986), 197.
14. Pawlak Z. and Bates, R.G., *J. Solution Chem.* 4, (1975), 817.
15. Ghosh, S.K. and Hazra D.K., *Thermochim. Acta*, 41, (1989), 147.
16. Bhatta Charya A., Das, A.K. and Kundu, K.K., *Indian J. Chem.* 20A, (1981), 353.
17. Hepler, L.G., *Aust. J. Chem.*, (1964).
18. Paabo, M., Bates, R.G., and Robinson R.A., *J. Phys. Chem.* 70, (1966), 247.
19. Popovych, O. *Crit. Rev. Anal. Chem.*, 1, (1970), 73.
20. Kundu, K. K., De, A.L., and Das M.N. *J. Chem. Soc., Perkin Trans II*, (1972), 2063.
21. Roy R.N., Gibbons, J.J. and Snelling R.N., *J. Solution Chem.*, 6, (1977), 475.
22. Jia-Zhen, Y., Dia-Yuan, M. Chun., L., *J. Phys. Chem.* 93, (1989), 7248.

Submitted 29th May 2001
Revised 22nd March 2002

Influence de la Déformation Plastique sur les Propriétés des Films de Passivation Formés sur les Aciers Inoxydables. Relations avec la Corrosion Sous Contrainte

C.M. Rangel¹, S. Faty², M. da Cunha Belo^{3*}

¹Instituto Nacional de Engenharia e Tecnologia Industrial
DMTP - Electrochemistry of Materials
Paço do Lumiar, 22 1649-038 Lisboa - Portugal

² Université CAD Faculté des Sciences et Techniques-Département Chimie – Dakar - Senegal

³ Centre National de la Recherche Scientifique –
CECM – 15 Rue Georges Urbain F94407 Vitry-sur-Seine Cedex - France

Résumé

La recherche concerne la corrosion sous contrainte de l'acier inoxydable du type AISI 304 dans les solutions concentrées de H₃BO₃ additionnées de NaCl et portées à l'ébullition. La caractérisation des films passifs est conduite sur des éprouvettes soumises à l'action des milieux corrosifs soit dans l'état recuit soit dans l'état écroui. L'étude montre que la déformation plastique du substrat métallique réduit très fortement la résistance de polarisation, la stabilité vis-à-vis de la réduction cathodique et modifie la réponse obtenue par mesures d'impédance. Par ailleurs, les mesures de capacité et l'application de la méthode de Mott-Schottky montrent que l'effet de l'écrouissage est plus marqué quand la semi-conductivité des films est de type p. L'étude associe aux deux types de structure électronique (type n et type p) deux formes de distribution de charges électriques (de signe opposé) entre la zone de charges d'espace et celle des dislocations présentes dans les couches superficielles du substrat métallique.

Mots clés: corrosion sous contrainte, déformation plastique, propriétés des films passifs.

Abstract

This investigation deals with the stress corrosion cracking of AISI 304 stainless steel in concentrated boiling H₃BO₃ solution with NaCl additions. The characterisation of the passive film was carried out using samples submitted to the corrosive environment, in both the annealed and cold worked states. The study shows that plastic deformation of the metallic material reduces polarisation resistance and film stability (in terms of cathodic reduction). Furthermore, from the capacitance measurements, using the Mott-Schottky approach, it can be concluded that the influence of plastic deformation is higher when the passive film reveals p-type conductivity. Based on the electronic band structure of n-type and p-type semiconductors, a representation for a possible correlation of charges of opposite sign between space charges and near surface dislocation is given.

Key words: stress corrosion, plastic deformation, passive film properties.

* Adresse actuelle: Instituto Superior Técnico, Departamento de Engenharia Química, Av. Rovisco Pais, 1049-001 Lisboa Portugal

Introduction

L'énorme effort de recherche développé depuis quelques décennies n'a pas permis de comprendre en profondeur les causes de la corrosion sous contrainte des aciers inoxydables (CSC). Il existe certes un très grand nombre de modèles pour expliquer l'initiation et plus particulièrement la propagation des fissures. Le modèle d'initiation de la CSC le plus connu est celui de l'attaque qui se manifeste au niveau des traces des plans de glissement. Ce phénomène ayant lieu dans une situation où le matériau métallique se trouve à l'état passif, tout mécanisme capable d'expliquer l'initiation des fissures doit être articulé autour de la compréhension des facteurs responsables du pouvoir protecteur du film passif et de l'action des dislocations créées par l'application de la contrainte mécanique sur la stabilité du film passif.

La finalité de la présente recherche est de montrer que la déformation plastique de substrat métallique modifie très fortement les propriétés du film passif formé sur l'acier inoxydable du type AISI 304 dans une solution concentrée d'acide borique. Ce milieu additionné de NaCl et porté à l'ébullition, provoque en effet la corrosion sous contrainte de l'acier 304.

Matériaux et conditions expérimentales

Les recherches présentées ont été effectuées avec l'acier inoxydable austénitique du type AISI 304 (voir l'analyse chimique dans le tableau I).

Tableau I.-Composition chimique de l'acier 304 (poids %)

C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Cu	N	Co
0,065	0,029	0,028	0,87	1,18	9,6	18,0	0,13	0,024	0,31

Les essais destinés à établir la durée de vie de l'acier sont réalisés sur des fils de 1,2 mm de diamètre exposés aux solutions d'acide borique sous contrainte de traction (certains essais ont été effectués sur des éprouvettes cylindriques de 3,2 mm de diamètre). L'acier est soumis aux essais de CSC et à l'étude électrochimique soit à l'état

hypertrempé (recuit de 20 minutes à 1050° C), soit après un traitement de laminage (50% de taux d'écroutissage). Ce mode de déformation crée non seulement une très forte densité de dislocations mais également de contraintes résiduelles de traction dans les couche superficielles de l'éprouvette. A signaler que les études concernant les effets de la déformation plastique ont été complétés par des expériences conduites avec des éprouvettes de traction. Finalement, le polissage électrochimique dans un bain acéto-perchlorique fournit l'état final des éprouvettes utilisées dans les différents essais.

Les essais de CSC ont été effectués dans le milieu corrosif contenant 270g/L de H₃ BO₃ additionné de NaCl et porté à l'ébullition. La modification de pH est obtenue par l'addition de NaOH. La charge appliquée correspond à 350 MPa (charge constante).

L'étude électrochimique fait appel aux techniques potentiocinétiques et potentiostatiques classiques. C'est en particulier le cas de la technique de polarisation linéaire qui consiste à mesurer la rapport potentiel-courant dans un domaine de potentiels voisin du potentiel d'équilibre ; on admet que pour des surtensions faibles, inférieures à environ 10 mV, l'inverse de la pente de la courbe $I = f(E)$ a les dimensions d'une résistance (1) ; dans nos expériences, nous avons mesuré la variation de potentiel provoquée par l'application d'un courant cathodique de 2 μAcm^{-2} aux éprouvettes exposées aux solutions d'acide borique. Les éprouvettes sont utilisées, soit à l'état recuit, soit à l'état écroui obtenu par déformation de 50% par laminage.

L'étude electrochimique est complétée d'une part par les mesures d'impédance à potentiel fixe, et d'autre part par l'enregistrement de la variation de la capacité différentielle en fonction de la polarisation anodique.

Les mesures d'impédance ont été effectuées au potentiel libre de corrosion. La tracé du diagramme de Bode a été systématiquement utilisé. Après chaque expérience, nous avons tracé le logarithme du module de l'impédance ainsi que le déphasage en fonction du logarithme de la fréquence.

L'étude des mesures de capacité différentielle effectués dans cette recherche résulte de l'application systématique de la relation de Mott-Schottky entre la capacité C du système film de passivation-électrolyte et le potentiel appliqué U. Rappelons que cette relation apparaît sous la forme suivante [2] :

$$1/C^2 = \frac{2}{\epsilon \epsilon_0 q Nq} (U - U_{bp} - KT/e)$$

Ou U_{bp} est le potentiel de bandes plates, ϵ la constante diélectrique du milieu, ϵ_0 la permittivité du vide, q la charge élémentaire de l'électron (électrons ou trous) et Nq la concentration en donneurs (ou accepteurs). La représentation de C^{-2} en fonction de U est une droite dont la pente dépend de ϵ et de Nd et dont le point d'intersection avec l'axe des potentiels correspond au potentiel de bandes plates à KT/e près. Notons que cette méthode, très utilisée dans l'étude des propriétés électrochimiques des semi-conducteurs, renseigne sur le type et le niveau de dopage de ces derniers. Elle est fondée sur la détection de l'excès de charges dans les zones de charge d'espace.

Enfin, l'étude analytique est effectuée par spectroscopie des électrons Auger associée au décapage ionique. La méthode quantitative utilisée a été décrite dans différentes publications [3, 4].

Resultats

Résistance de polarisation

Le diagramme de la figure 1 montre l'influence de la concentration en NaCl dans le milieu H_3BO_3 (270 g/L) sur la résistance de polarisation de l'acier inoxydable 304. On observe que l'écart de résistance de polarisation, ΔR_p , entre l'état recuit (R) et écroui (E) est seulement important dans le domaine de concentrations en NaCl où la susceptibilité de l'acier à la CSC est élevée. Notons que la corrélation entre la valeur ΔR_p et la susceptibilité des matériaux à la CSC apparaît dans un très grand nombre de situations expérimentales. C'est par exemple le cas de nombreuses nuances d'aciers inoxydables dans les solutions concentrées bouillantes de $MgCl_2$ [5]. Dans la même

figure la représentation de ΔR_p en fonction du temps montre que R_p croît très fortement avec la durée de l'essai.

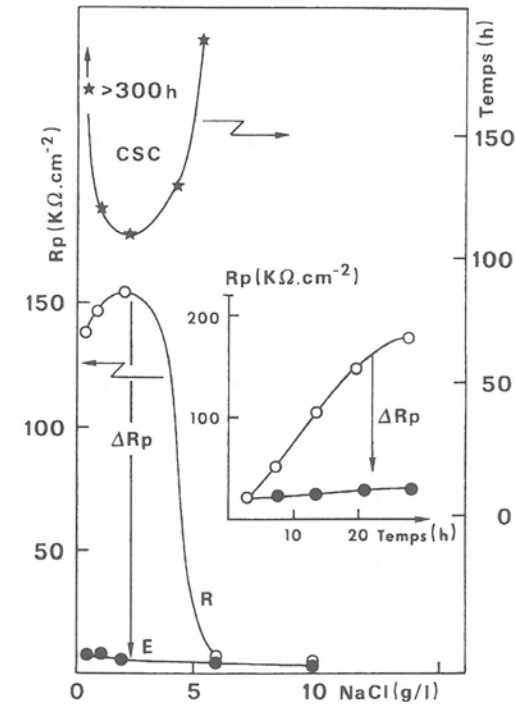


Fig.1. Influence de la concentration en NaCl sur la résistance de polarisation (R_p) et résistance à la CSC (temps en heures) de l'acier inoxydable AISI 304 dans la solution H_3BO_3 (270 g/L) à l'ébullition. Les éprouvettes son exposées au milieu corrosif soit à l'état recuit (R) soit à l'état écroui (E). L'évolution de ΔR_p en fonction de la durée de l'essai est également présentée.

S'il est certain que le chlore joue un rôle de la plus haute importance dans le mécanisme conduisant à la CSC, l'influence de l'acide borique apparaît également considérable car la valeur de ΔR_p reste très élevée même quand la concentration en NaCl tend vers zéro. Par ailleurs, la réduction de la concentration en H_3BO_3 a également peu d'influence sur ΔR_p . De ce fait, les solutions de H_3BO_3 plus diluées peuvent se manifester aussi agressives sur le plan de la CSC. Néanmoins, la concentration en

chlorure responsable de la susceptibilité maximale est alors plus élevée. On peut dire que l'acide borique crée une situation que le chlore peut facilement exploiter.

La figure 2 montre l'influence du pH de la solution H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2g/L) additionnée de NaOH. Il apparaît très clairement que la résistance à la CST augmente quand le pH du milieu corosif augmente.

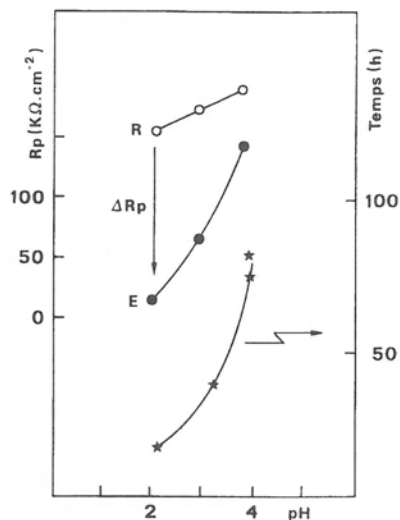


Fig. 2. Influence du pH du milieu corosif (solution H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L) avec additions de NaOH) sur la résistance de polarisation (R_p) et la résistance à la CST (temps en heures) de l'acier inoxydable 304. R et E représentent les éprouvettes respectivement dans les états recuit et écroui.

La réduction cathodique

Les essais de réduction cathodique ont été effectués sur les éprouvettes ayant été préalablement exposées aux solutions de H_3BO_3 avec et sans addition de NaCl. On examine la variation du potentiel provoquée par un traitement de réduction du film avec un courant cathodique de $5 \mu A/cm^2$ [6].

La figure 3 montre clairement que la réduction du film formé sur l'acier recuit exige une quantité d'électricité plus élevée. L'effet de la déformation plastique étant d'autant plus marqué que la solution où le film passif à été formé est plus agressive du point de vue de la CSC.

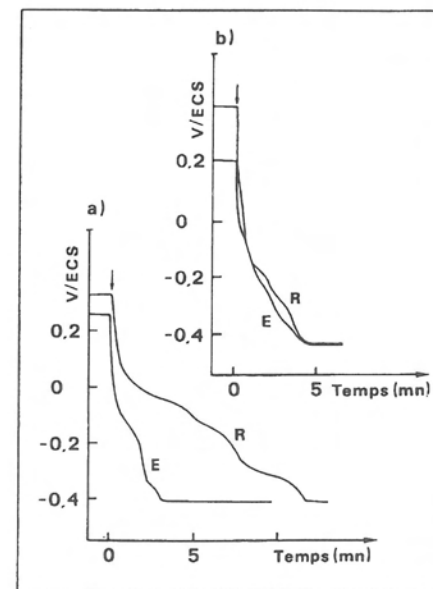


Fig. 3. Evolution du potentiel électrochimique provoqué par la réduction cathodique des films passifs formés dans différents milieux corosifs sur les éprouvettes d'acier inoxydable 304 dans l'état recuit (R) et écroui (E).
(a) solution H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L) de pH 2,2 ; (b) solution H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L) de pH 5,2 .

Mesure d'impédance

Les diagrammes de la figure 4 établissent l'influence de la fréquence f sur la valeur absolue de l'impédance Z et de l'angle de phase θ . On sait que Z est indépendante de f dans le domaine, soit des très hautes, soit des très faibles fréquences. Dans le domaine des moyennes fréquences, la courbe $\log |Z| = F(\log f)$ est une droite de pente -1 , pour une capacité pure. On observe que dans les différentes solutions le déphasage n'atteint pas -90° et que la pente de la droite $\log |Z| = F(\log f)$ reste inférieure à 1. On remarquera que, dans les divers milieux d'étude, la déformation plastique de l'acier conduit à des valeurs de la pente et du déphasage (θ) inférieures à celles relatives à l'état recuit. L'écart le plus important concerne, encore une fois, la solution la plus agressive sur le plan de la CSC c'est-à-dire la solution de H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L) de pH 2,2 (fig.4.b). C'est en effet dans ce milieu que l'on observe

un comportement diffusionnel très marqué. Au contraire, dans les deux autres milieux le comportement capacitif est plus accentué. (fig 4a et c).

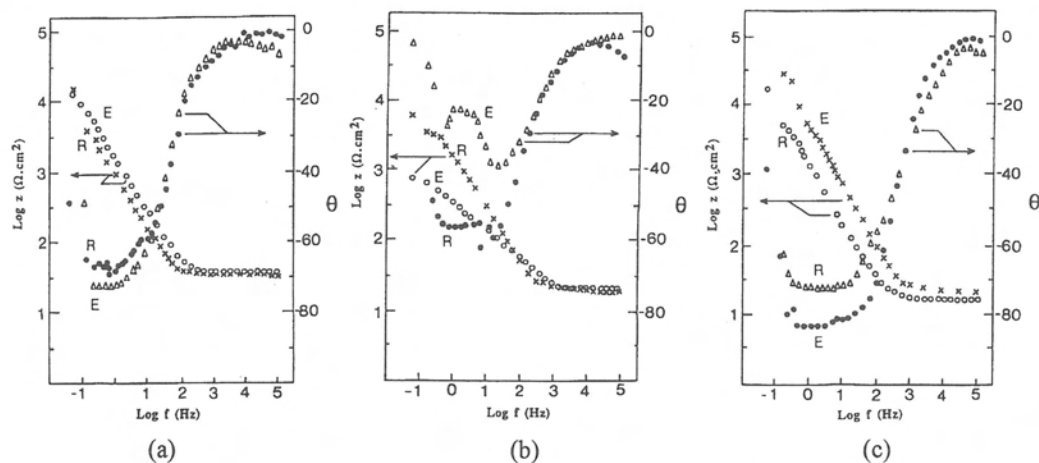


Fig. 4. Diagrammes d'impédance obtenus dans avec des éprouvettes dans les états recuit (R) et écroui (E) dans les différents milieux corrosifs. (a) solution H_3BO_3 (270 g/L) de pH 2,2 ; (b) solution H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L), de pH 2,2 ; (c) solution H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L), de pH 5,2 .

Mesures de capacité : application de la relation de Mott-Schottky

Les diagrammes de la figure 5 montrent que le comportement capacitif des films de passivation formés, dans le milieu acide borique, vérifie la relation de Mott-Schottky. En première approximation on peut dire que l'étude électrochimique révèle que la semi-conductivité est de type p dans le cas où la passivation est effectuée, dans la solution H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L) de pH 5,2 (Fig. 5a, a'). Au contraire, les mesures de capacité effectuées dans le milieu corrosif le moins agressif, à savoir la solution bouillante de H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L) de pH 5,2 révèle un comportement Mott-Schottky de type n (Fig.5b, b').

Notons que l'étude de la capacité réalisée "in-situ" à la température de l'ébullition est délicate car l'évolution des charges d'espace et de surface est sans doute particulièrement importante dans le cas où l'étude concerne le film de passivation formé

dans le milieu de pH 2,2. Cependant, malgré les difficultés inhérentes à la mesure des capacités pratiquée dans de telles conditions expérimentales, la susceptibilité à la CSC apparaît, dans le cadre de cette recherche, liée au développement d'un film de passivation ayant un comportement électrochimique analogue à celui des semi-conducteurs de type p.

L'étude de Mott-Schottky montre (tableau II) que le dopage des films de passivation (plus exactement le dopage des oxydes qui les constituent) est d'autant plus fortement influencé par l'état structural de l'acier que le milieu auquel ce dernier est exposé est agressif vis-à-vis de la CSC.

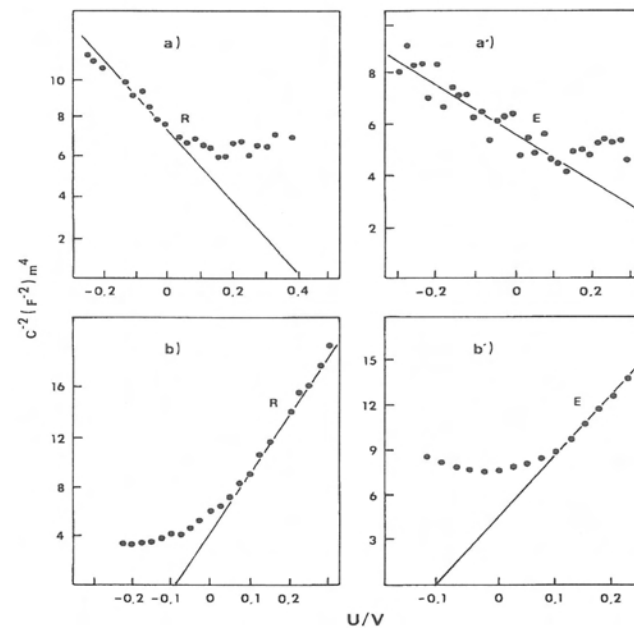


Fig. 5. Représentation de Mott-Schottky fondée sur les mesures de capacité effectuées sur de éprouvettes d'acier dans les états recuit (R) et écroui (E). (a, a') dans la solution H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L) de pH 2,2 (b, b') dans la solution H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L) de pH 5,2.

Tableau II. Nombre de donneurs (N_D) et d'accepteurs (N_A) dans les films de passivation formés sur l'acier inoxydable 304 dans les solutions d'acide borique.

Milieu corrosif	Etat Structural	Taux de défauts/ (par cm^3)
H_3BO_3 (270 g/L), pH 2,2	Recuit (R)	$N_D \sim 1,0 \times 10^{21}$
	Ecroui (E)	$N_D \sim 1,6 \times 10^{21}$
H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L), pH 2,2	Recuit (R)	$N_A \sim 3,5 \times 10^{21}$
	Ecroui (E)	$N_A \sim 6,5 \times 10^{21}$
H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L), pH 5,2	Recuit (R)	$N_D \sim 1,1 \times 10^{21}$
	Ecroui (E)	$N_D \sim 1,4 \times 10^{21}$

Etude analytique par spectrométrie des électrons Auger

L'étude analytique concerne la passivation de l'acier inoxydable 304 soit recuit soit déformé plastiquement et exposé au milieu H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L) de pH 2,2 (fig.6).

L'analyse quantitative montre que dans les deux cas, sous une importante couche de carbone, la répartition en profondeur des divers constituants d'alliage (Fe, Ni, Cr) est sensiblement la même: le fer apparaît localisé dans la partie externe du film, le nickel dans la partie médiane et le chrome, toujours présent en plus forte quantité, dans les couches internes proche du substrat métallique. Ajoutons, que les concentrations en fer et en nickel sont faibles. Le chrome est en effet le constituant majeur du film de passivation et sa concentration croît constamment depuis la surface externe jusqu'à atteindre pratiquement la constitution de l'oxyde massif Cr_2O_3 ($8,5 \text{ at.nm}^{-2}$) dans la zone voisine de l'interface film de passivation alliage. C'est aussi près de cette interface que la concentration en oxygène correspond à la composition stoechiométrique de l'oxyde Cr_2O_3 (oxygène $\sim 13 \text{ at.nm}^{-2}$). Par contre, la concentration en oxygène est fortement déficitaire dans les couches externes où elle est bien inférieure à celle des oxydes Fe_2O_3 et NiO pris lors de la calibration. Par ailleurs, les bilans atomiques (courbes ΣNox) concernant tous les éléments identifiés (Fe, Ni, Cr, O), mettent également en évidence la très faible densité atomique des couches externes du film de passivation.

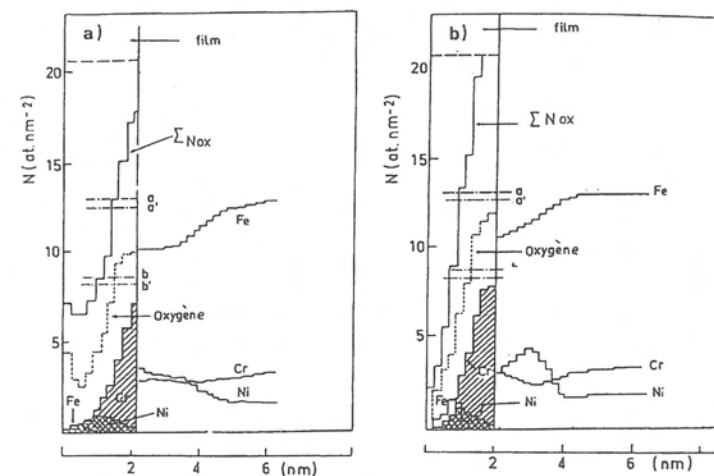


Fig. 6. Profils de composition chimique des films de passivation formés sur un acier inoxydable 304 dans la solution bouillante de H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L). (a) état recuit ; (b) état écroui.

DISCUSSION et CONCLUSIONS

Les différentes méthodes d'étude utilisées montrent très clairement que la déformation plastique du substrat métallique exerce une très forte influence sur les propriétés du film de passivation formé sur l'acier inoxydable 304 dans la solution H_3BO_3 (270 g/L) + NaCl (2 g/L) de pH 2,2. Cette influence est mise en évidence par la mesure de la résistance de polarisation, par la réduction cathodique, et par l'étude de mesure d'impédance. Par ailleurs, l'étude électrochimique, fondée sur l'application de la relation de Mott-Schottky, permet d'associer les conditions expérimentales de plus forte sensibilité de l'acier inoxydable 304 à la CSC au développement d'un film de passivation caractérisé par une semi-conductivité de type p. Les résultats électrochimiques corroborent, dans une certaine mesure, les informations données par l'analyse chimique. En effet, la semi-conductivité de l'oxyde de chrome est en général considérée comme étant de type p.

Contrairement aux études électrochimiques, l'étude analytique même présentée sous une forme quantitative ne semble pas offrir le moyen d'illustrer l'effet de

l'écroûissage. Les films sont très minces et essentiellement constitués d'une couche dont l'épaisseur ($\sim 2 \times 8.3 \text{ \AA}$) semble déterminée par le paramètre de la maille des spinelles ($\sim 8.3 \text{ \AA}$) où la présence de lacunes cationiques provoque la semi-conductivité de type p. Ils sont par ailleurs également le siège d'une importante migration d'ions de fer et de nickel sous forme interstitielle. En fait, c'est très certainement le nombre de lacunes le facteur responsable de la différence entre les propriétés des films passifs concernées par l'étude.

L'effet de l'écroûissage tel qu'il apparaît dans le cadre de la présente recherche résulte de l'énorme accroissement de la densité des dislocations provoqué par la très forte déformation plastique obtenue par laminage. On peut admettre que la densité des dislocations est également très élevée au niveau des marches créées en surface par les plans de glissement lorsqu'il s'agit d'une éprouvette soumise à l'essai de CST par traction.

Il convient de préciser que l'étude conduite sur des éprouvettes de traction soumises à la déformation plastique fait également apparaître un effet très marqué de l'écroûissage sur les caractéristiques du film et en particulier sur sa résistance de polarisation.

Pour comprendre pourquoi l'action des dislocations apparaît plus importante dans le cas où l'oxyde formé en surface est de type p ou peut évoquer l'intervention des facteurs suivants :

S'agissant d'un semi-conducteur de type n la charge d'espace créée dans l'oxyde de chrome et de fer, de structure spinelle, résulte de l'existence de lacunes d'oxygène ou de cations métalliques en position interstitielle. L'excès de charges, en situation d'appauvrissement, est provoqué par l'absence d'électrons et est donc de signe positif (Fig. 7(a)). Au contraire, dans le cas d'un semi-conducteur de type p le dopage est provoqué par les lacunes cationiques. Par conséquent en situation d'appauvrissement (absence de trous) la charge d'espace développée aux interfaces metal-film et film-solution est de signe positif (Fig. 7(b)).

Bien entendu en situation d'accumulation la charge d'espace sera négative ou positive respectivement dans les semi-conducteurs de type n et de type p. La figure 7(c) indique comment le signe de la charge d'espace développée à l'interface metal-film a

une influence sur le signe de la charge des dislocations présentes dans les couches superficielles de substrat métallique [7].

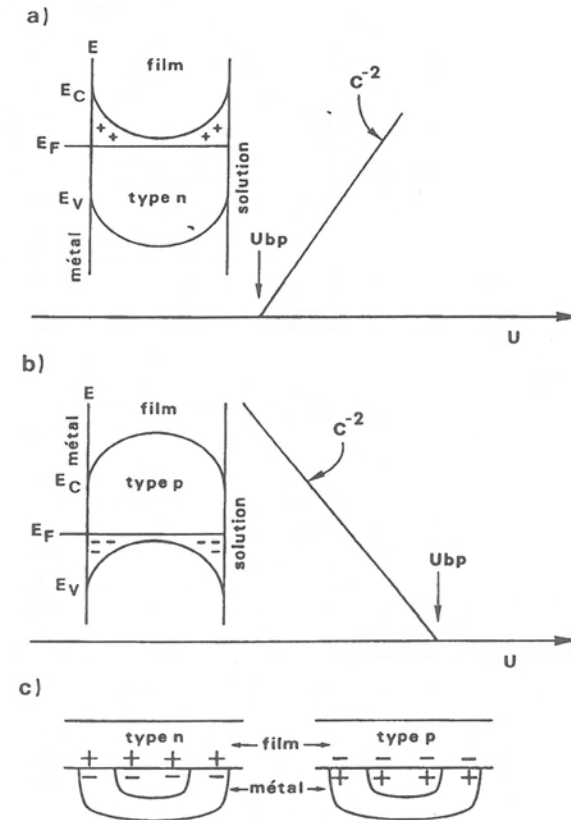


Fig. 7. Influence du type de semi-conductivité sur le signe de la charge électrique dans la zone de charge d'espace en situation d'appauvrissement.
 (a) film passif de type n. (b) film passif de type p. (c) représentation schématique de la répartition des charges entre la zone de charges d'espace et celle des dislocations présentes dans les couches superficielles du substrat métallique.

Bibliographie

[1] M. Stern et A.L. Geary, *J. Electrochem. Soc.*, 104, (1957) 56.

[2] S.R. Morrison, «Electrochemistry at Semiconductor and Oxidized Metal Electrodes», Chap. 5, Plenum Press, New York (1980).

- [3] G.Lorang, J.L.Xu and J.P.Langeron, *ibid*, 19, (1992) 60.
- [4] G.Lorang, M.Da Cunha Belo, A.M.P.Simões, M.G.S.Ferreira, *J.Electrochem. Soc.* 41, (1994) 3347.
- [5] J.M.Gras et M.Da Cunha Belo, *Corros.Sci.*, 15, (1975) 455.
- [6] Ph.Berge, *Mém. Sc. Rev. Métallurgie*, LVII, n° 9, 1960.
- [7] « Surface Effects in Crystal Plasticity », edited by R.M.Latanision and J.T. Fourie, NATO Advance Study Institutes Series. Serie E : Applied Science – n°17, Noorhoff-Leyden (1997).

Submitted 30th January 2002
Accepted 30th May 2002



Portugaliae
Electrochimica
Acta

Journal of the Portuguese Electrochemical Society

Society Officers

Prof. JOSE L.F.C. LIMA
President

CEQUP / Faculdade de Farmácia
Universidade do Porto
Rua Aníbal Cunha 164
4050 Porto
E-mail: limajfc@ff.up.pt

Prof. CARLOS A.S. PALITEIRO
Vice-President

Departamento de Química
Fac. de Ciências e Tecnologia
Universidade de Coimbra
3040 Coimbra
E-mail: paliteir@ci.uc.pt

Prof. ANTÓNIO M. NETO VAZ
Treasurer

Dep. Química
Universidade de Évora
Rua Romão Ramalho 59
7000-671 Évora
E-mail: nvaz@uevora.pt

Prof. AQUILES J.A. BARROS
Secretary

Departamento de Química
Faculdade de Ciências
Rua Campo Alegre, 687
4150 Porto
e-mail: ajbarros@fc.up.pt

Prof. M. FÁTIMA C. GUEDES DA SILVA
Director of Publications

Complexo I,
Instituto Superior Técnico
Av. Rovisco Pais
1049-001 Lisboa
E-mail: fatima.guedes@ist.utl.pt

Prof. LUÍSA M.D.R. MARTINS
Co-Director of Publications

Complexo I
Instituto Superior Técnico
Av. Rovisco Pais
1049-001 Lisboa
E-mail: luisamartins@ist.utl.pt

Those interested in membership of the Society
should apply to the SECRETARY.

Subscription form

Portugaliae Electrochimica Acta, the Journal of the
Portuguese Electrochemical Society.

Subscription *free to members* of the Portuguese Electrochemical Society.
Subscription to non members: 4 000PTE or 20 EUROS.

Those interested in the journal should fill in the overleaf form and send it to the EDITORS.