

CORROSIÓN ACELERADA DE ACERO INOXIDABLE AUSTENÍTICO AISI 316L PREVIAMENTE SENSIBILIZADO

Mariano N. Inés ¹ y Graciela A. Mansilla ¹

¹ Línea de Metalurgia Física, Departamento Ingeniería Metalúrgica/DEYTEMA.
Facultad Regional San Nicolás, Universidad Tecnológica Nacional. Colón 332, San Nicolás de
los Arroyos (2900), Pcia. Buenos Aires. Argentina.
mines@frsn.utn.edu.ar – gmansilla@frsn.utn.edu.ar

RESUMEN

El estudio de la corrosión que sufren muchas estructuras y elementos construidos a base de acero inoxidable cuando en servicio se los somete a condiciones de trabajo no ideales (atmósferas agresivas) es un tema de creciente interés en la literatura. Largos tiempos de exposición a elevadas temperaturas (450°C a 850°C) pueden generar que la resistencia del límite de grano pueda verse afectada por la precipitación de carburos intergranulares (principalmente, $M_{23}C_6$ y M_6C), y en especial la formación de fase sigma, responsables del daño intergranular en este tipo de acero. Entonces, especial atención debe prestarse ya que estos carburos son sensibles a la captura del hidrógeno originado como consecuencia de reacciones corrosivas.

En este trabajo se evalúa el comportamiento microestructural de un acero inoxidable AISI 316L sometido a ensayo de corrosión acelerada, considerando distintos tiempos de exposición a una atmósfera salina, esto es, 8h, 50h y 96h. Las muestras fueron previamente solubilizadas a 1100°C durante 1h, y luego enfriadas en agua y otras en aire. Posteriormente, éstas fueron sensibilizadas isotérmicamente a 650°C durante 6h, con enfriamiento lento en horno.

Del análisis microestructural realizado en las muestras sensibilizadas, se determinaron ataques intensos en bordes de grano austenítico, posiblemente atribuidos a la precipitación de partículas submicroscópicas de carburos de cromo y fases intermetálicas. Ahora bien, como resultado de los ensayos de corrosión, se destaca que, la mayor velocidad de degradación y pérdida de masa por unidad de tiempo (en un ambiente altamente clorado) la evidenció la muestra con enfriamiento en aire, en comparación con su par enfriada en agua.

En una etapa posterior, se analizará el posible ingreso de hidrógeno y su impacto como consecuencia de los ensayos de corrosión en niebla salina llevados a cabo en AISI 316L bajo las condiciones experimentales definidas en este trabajo.

Palabras clave: Corrosión; Niebla Salina; Acero Inoxidable; Carburos; Tratamientos Térmicos.

1. INTRODUCCIÓN

La familia de aceros inoxidable se clasifica con frecuencia en austeníticos, dúplex, ferríticos, martensíticos y aleaciones endurecibles por precipitación, pero, sin embargo, son los aceros inoxidable del tipo austenítico el grupo más grande en término de cantidad de aleaciones, y consecuentemente, el que mayor número de aplicaciones posee. Debido a su excelente combinación de propiedades mecánicas y alta resistencia a la corrosión, este tipo de aceros inoxidable constituye uno de los materiales preferidos en aplicaciones para las industrias siderúrgica, química, petroquímica y nuclear, entre otras [1]. La más utilizada es la serie AISI 300, formada por un sistema de aleaciones de Fe-Cr-Ni.

No obstante las innumerables ventajas que poseen estos aceros inoxidable, debe considerarse también que los mismos están sujetos a degradación causada principalmente por tratamientos térmicos de envejecimiento (exposiciones prolongadas a determinadas temperaturas) que podrían poner al límite la vida útil de estos materiales en servicio. Dentro de las posibles alteraciones microestructurales posibles de ser obtenidas por exposiciones térmicas prolongadas, la precipitación de partículas de carburos y de fases intermetálicas presentan un rol determinante, pues no siempre son estables, y van evolucionando conforme se acentúa el envejecimiento [2].

Entre las posibles formas de corrosión atribuidas a los aceros inoxidable, la literatura señala la corrosión intergranular, por picaduras y el agrietamiento por corrosión bajo tensiones dentro de las principales. No obstante, el mecanismo localizado de corrosión intergranular es el más frecuentemente encontrado e importante que afecta el comportamiento en servicio de estas aleaciones metálicas.

En muchos aceros inoxidable austeníticos, la precipitación de partículas de Cr_{23}C_6 conlleva a una mayor sensibilidad del acero a corroerse intergranularmente bajo condiciones nocivas de trabajo, [3]. Esta precipitación se origina luego del tratamiento en solución ($1000^\circ\text{C} - 1200^\circ\text{C}$) y envejecimiento (en el orden de los $450^\circ\text{C} - 700^\circ\text{C}$) con posterior enfriamiento lento en aire. Esto genera un estado de sensibilización microestructural, debido a una difusión inicial de cromo en las cercanías a los bordes de grano, creando zonas empobrecidas de este metal en la microestructura del acero inoxidable [4] que dificulta la regeneración de la capa de óxido de cromo protectora, dejando al material en un estado de sensibilidad tal que, bajo condiciones de trabajo no ideales (esto es, exposiciones continuas a altas temperaturas, ciertas atmósferas, y tensiones mecánicas) puede dar lugar a una disolución activa y preferencial de los bordes de grano, mediante la activación de mecanismos de corrosión, preferentemente localizados, sobre el material. De esta manera, el material puede llegar a corroerse a velocidades cercanas a las del acero al carbono y el hierro puro [5]. Por lo tanto, en la condición sensibilizada, los aceros

inoxidables son bastante susceptibles a la corrosión intergranular y al agrietamiento por corrosión bajo tensiones que puede resultar en fallas prematuras de los componentes fabricados [1].

En este trabajo se evalúa la susceptibilidad a la corrosión intergranular de un acero inoxidable AISI 316L sometido a ensayo de corrosión acelerada, en Cámara de Niebla Salina, de acuerdo con ASTM B117 e ISO 9227 [18], y limpieza mecánica y química posterior a la prueba bajo la norma ASTM G1 [19].

2. EXPERIMENTAL

En este trabajo se utilizaron muestras planas de acero inoxidable austenítico AISI 316L. La composición química se detalla en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero inoxidable AISI 316L.

Composición	C	Si	Cr	Mn	Ni	Mo	Fe
[%Masa]	0,032	0,65	17,2	1,50	10,7	2,57	Bal.

Inicialmente, sobre el material en condición *as-received* (AR) se realizó tratamiento de recocido de solubilización a 1100°C durante 1h, con enfriamiento posterior en aire (TTSa) y en agua (TTSw). Posteriormente, ambos conjuntos de muestras fueron sensibilizadas isotérmicamente a 650°C durante 6h, con enfriamiento lento en horno (muestras TTSa+ST y TTSw+ST). El propósito de estos tratamientos fue identificar la condición más susceptible de ataque intergranular atendiendo a condiciones de servicio propias de estos aceros.

Luego de esto, muestras en estado AR y con tratamiento térmico de sensibilización se colocaron en una máquina de niebla salina DIGIMESS modelo QSS-108. Las pruebas se desarrollaron de acuerdo con las normas ASTM B117 e ISO 9227 [6]. Las muestras fueron expuestas a solución de NaCl al 5% considerando extracciones periódicas a intervalos de 8h, 50h y 96h.

Considerando los tiempos definidos previamente, se extrajeron muestras de la cámara para evaluar la pérdida de masa siguiendo el procedimiento explicado por los autores en [7]. Finalmente, para evaluar el deterioro del material, se calculó la velocidad de corrosión mediante la ecuación (1).

$$Velocidad_de_corrosión\left(\frac{g}{m^2h}\right) = K \cdot \Delta W / A \cdot T \cdot D \quad (1)$$

donde K representa una constante del material, ΔW refiere a la pérdida de masa (en gramos), A es el área de la muestra, T representa el tiempo de exposición y D es la densidad del material.

Se emplearon métodos convencionales de caracterización con lupa estereoscópica (Olympus SZ61) y microscopía óptica (Olympus GX51). Para esta última, las muestras fueron inicialmente seccionadas con cortadora ultralenta de manera de no dañar características superficiales e internas (microestructurales) de la muestra, luego se las incluyó en resina fenólica termoplástica, empleando temperatura y presión. Se realizó desbaste grueso, fino y muy fino en pulidora metalográfica con papeles de SiC de granulometrías: 400, 600, 1000 y 1200. Para el ataque o revelado de la microestructura se empleó reactivo de Agua Regia diluida, el cual permitió determinar la evolución microestructural del material con los distintos tratamientos térmicos y analizar caminos preferenciales de avance de la corrosión interna.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Del análisis microestructural realizado en muestras del acero inoxidable AISI 316L en condición *as-received* (Figura 1a) se determinó un tamaño de grano austenítico de 35,3 μm , con escasa presencia de carburos de cromo (tamaño medio 2-3 micrones), siendo su ubicación mayoritaria en posiciones transgranulares y algunos aislados en bordes de grano. Se detectaron alineamientos de partículas de carburos, que, en algunos casos, presentaron una longitud de 140-160 micrones. Además, se detectó escasa cantidad de inclusiones de geometría poligonal (tamaño 4-6 micrones), de aspecto frágil, decohesionadas de la matriz metálica, y presencia de maclas atribuidas al proceso de deformación al que fuera sometido el material.

Ahora bien, como consecuencia del tratamiento de recocido de solubilización llevado a cabo, e independientemente del medio de enfriamiento empleado, ambos conjuntos de muestras (TTSa y TTSw) evidenciaron una microestructura con menor cantidad de carburos frente al material en condición AR, de acuerdo con análisis de micrografías tomadas con microscopía óptica sobre regiones superficiales, sub-superficiales e internas del material – Figuras 1b y 1c. Respecto de la caracterización microestructural postratamiento de sensibilización (esto es, en muestras (TTSa+ST y TTSw+ST), los bordes de granos austeníticos quedaron perfectamente atacados por el reactivo de revelado, denotándose éstos ligeramente más gruesos, debido posiblemente a la formación submicroscópica de partículas secundarias de carburos y otras fases intermetálicas en estas posiciones, Figuras 1e y 1f. Empleando iluminación con luz polarizada, en la Figura 1d, se revela claramente la gran densidad de partículas de carburos ubicadas en bordes de grano austeníticos, determinados como puntos brillantes en estas posiciones. Ahora bien, sobre estas muestras (TTSa+ST y TTSw+ST) se realizaron ensayos de microdureza Vickers, los que confirmaron un aumento del 32% en los valores determinados en las muestras TTSw+ST, respecto de aquellas en condición AR. Este aumento pone de manifiesto la nucleación y crecimiento de las partículas de carburos y fases intermetálicas. La literatura reporta que para este mismo tipo de acero inoxidable (AISI 316) sometido a recocido de solubilización a 1100°C,

durante 1 hora, seguido de enfriamiento en agua, y luego colocado en horno a 650°C/700°C por 10 horas, se origina la precipitación en bordes de grano de carburos del tipo $M_{23}C_6$ y fase sigma. Sin embargo, en la muestra solubilizada a 1100°C/1h con enfriamiento en aire y posterior tratamiento a 650°C/6h (esto es, TTSa+ST), no pudo hallarse una variación significativa de la microdureza respecto de la condición inicial (AR), muy probablemente relacionado esto con la baja severidad del enfriamiento en aire que no permitió obtener un estado sobresaturado de soluto en los granos austeníticos, y, por lo tanto, el material no respondió efectivamente al tratamiento posterior de sensibilización.

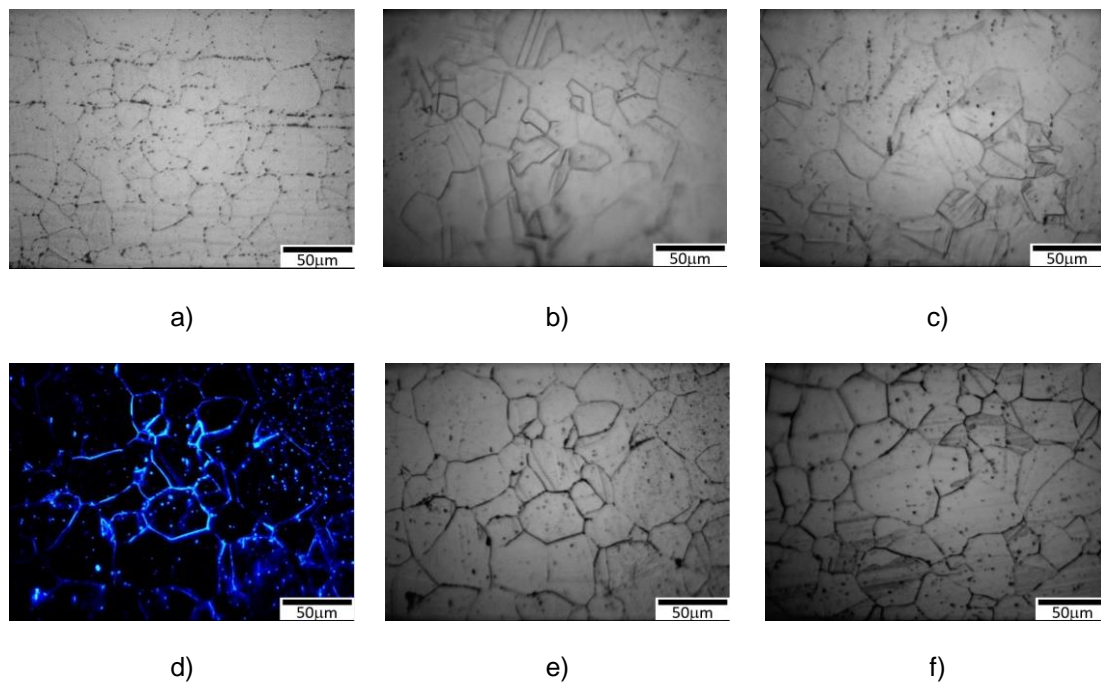


Figura 1: Estado microestructural de AISI 316L en condición: a) AR, b) TTSw, c) TTSa, d) TTSw+ST (imagen con luz polarizada), e) TTSw+ST, y f) TTSa+ST.

Ahora bien, luego del ensayo de corrosión acelerada, se caracterizó con lupa estereoscópica el estado superficial presentado por las muestras sometidas a la atmósfera salina durante 8h, 50h y 96h, Figura 2. Como resultado, las muestras en condición as-received (es decir, sin tratamiento térmico) presentaron escasa cantidad de óxidos en superficie para todo el intervalo de tiempo considerado. Sin embargo, y contrariamente a lo evidenciado en las muestras descritas anteriormente, en aquellas con tratamiento térmico de sensibilización, se manifestaron gran cantidad de óxidos en superficie.

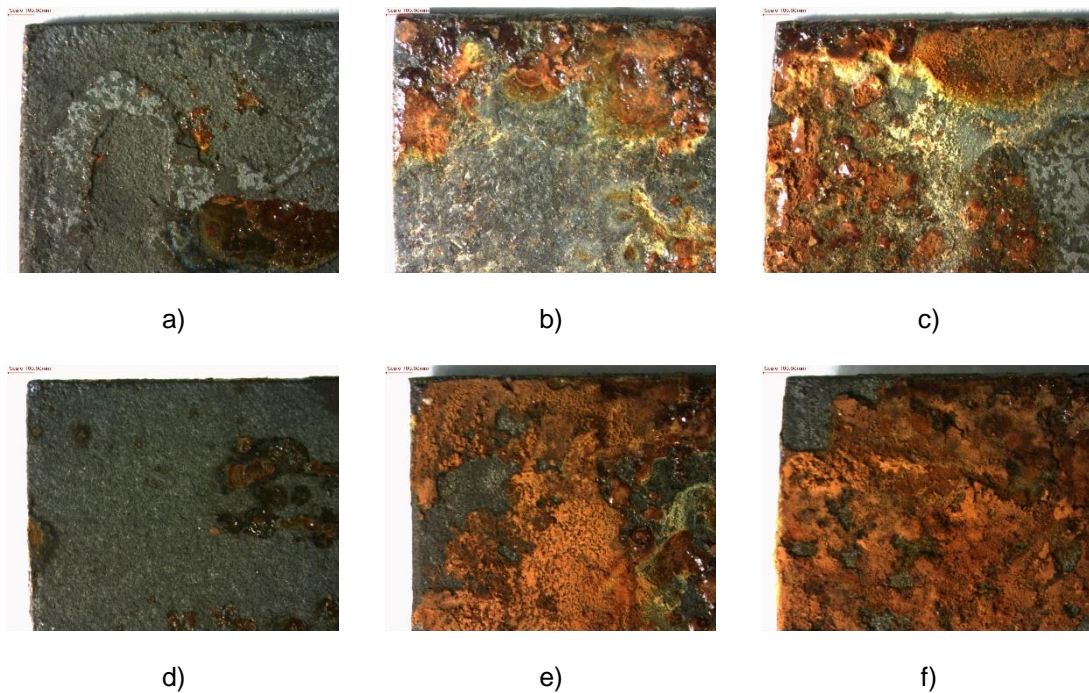


Figura 2: Estado superficial de muestras TTSw+ST (a,b,c) y TTSA+ST (d,e,f), pos-ensayo de corrosión acelerada en niebla salina: a-d) 8h, b-e) 50h y c-f) 96h de exposición al spray salino. Magnificación [6,7x]

Nótese como a partir de los resultados de cuantificación de óxidos, Figura 3, se determinó un aumento de éstos frente a incrementos en el tiempo de exposición a la atmósfera salina, para todas las muestras con tratamiento térmico.

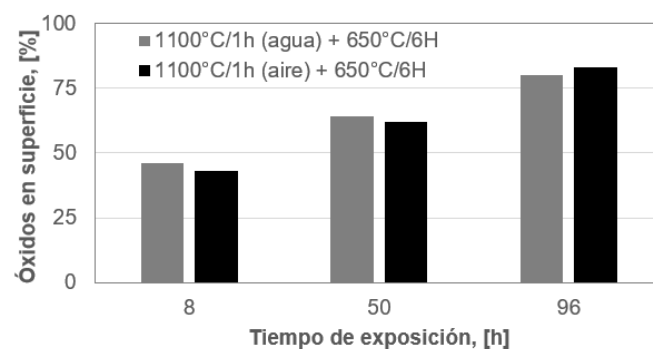


Figura 3: Cuantificación de óxidos en superficie en función del tiempo de exposición al spray salino y del tratamiento térmico previo aplicado.

Del gráfico anterior, también quedó en evidencia que el tipo de enfriamiento (en aire o agua) aplicado posterior al tratamiento de solubilización no generó una variación sustancial en la

cantidad de óxidos formados en superficie, por el contrario, se observa cantidad similar para ambas historias térmicas.

Respecto de los productos de la corrosión desarrollados, éstos fueron más evidentes en las muestras sometidas a los mayores tiempos de exposición a la solución salina, esto es, 50h y 96h. La pátina obtenida, en tonos naranjas, amarillos y rojos, se puede observar en todas las muestras analizadas (Figuras 2b-2c-2e-2f). La literatura reporta que, en los aceros inoxidables, las películas de óxido se componen principalmente de Fe_2O_3 , Cr_2O_3 , Fe_3O_4 y FeCr_2O_4 . [8-10], pero que son los óxidos ricos en hierro los más nocivos, mientras que un material con óxido rico en cromo es más resistente a los ataques de corrosión, [11]. Las formaciones de estos óxidos podrían obedecer al hecho de que la presencia de iones cloruros (con una alta difusividad) provocan la degradación de la película pasiva compacta de óxido de cromo en regiones con cierto tipo de heterogeneidad metalúrgica y con ello, activan mecanismos de corrosión localizada, como, por ejemplo, aquella del tipo intergranular y por picado [12].

Ahora bien, considerando que la mayor cantidad de óxidos en superficie se presentó para las muestras con 96h de exposición a la niebla salina, en la Figura 4 se presentan imágenes de microscopía óptica de sectores superficiales y sub-superficiales de estas muestras para evaluar la posible degradación microestructural.

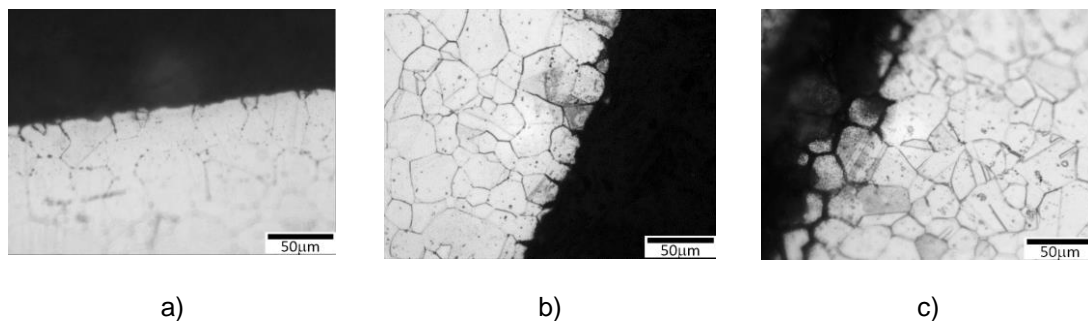


Figure 4: Avance de la degradación intergranular en AISI 316L, en muestras: a) AR, b) TTSw+ST, y c) TTSA+ST.

Según las micrografías de la Figura 4, en todas ellas se aprecia daño intergranular, no obstante, en las tratadas térmicamente (Figura 4b y 4c) la degradación fue mayor. De su análisis se pudo determinar una profundidad de avance de la corrosión (intergranular) de hasta 35 micrones para la muestra que había sido previamente solubilizada a $1100^\circ\text{C}/1\text{h}$ con enfriamiento en agua y posterior tratamiento de sensibilizado a $650^\circ\text{C}/6\text{h}$. Sin embargo, en las muestras con tratamiento inicial de $1100^\circ\text{C}/1\text{h}$ con enfriamiento en aire y posterior sensibilizado a $650^\circ\text{C}/6\text{h}$, el avance fue sustancialmente mayor, representando en zonas localizadas una profundidad de avance de hasta 350 micrones. Como es bien sabido, se dan muchos cambios microestructurales en la fase

austenítica recocida en el rango de los 500°C – 900°C dependiendo de la composición química y tiempo de exposición. Nuevas fases se nuclearán y crecerán en sitios de alta energía, tales como bordes de grano, bordes de maclas y dislocaciones [13]. De acuerdo con ensayos de Difracción de Rayos X (DRX) llevados a cabo para poder identificar las partículas de carburos y fases intermetálicas formadas en las muestras de este trabajo, se atribuye el gran avance de la corrosión en la muestra TTSa+ST (enfriada en aire) a la presencia de carburos del tipo $M_{23}C_6$ bajo la condición que sensibilizan al acero a la corrosión intergranular, signos que no se observaron en la muestra con enfriamiento en agua. Estos carburos serían los responsables del gran avance del fenómeno corrosivo, provocando fragilización del material alcanzando incluso la decohesión de los granos. Este resultado coincide con lo manifestado por [13] en su estudio acerca de los tipos de precipitados y la corrosión intergranular en un acero AISI 316L. Por otro lado, el aumento de la microdureza originado en las muestras TTSw+ST (con enfriamiento severo en agua), podría deberse a partículas de carburos (MC y M_2C) halladas en el material, que según la literatura son responsables de generar un control del tamaño de grano y aumento de la resistencia mecánica en estos aceros.

Para finalizar, en la Figura 5 se evidencia el comportamiento de la velocidad de corrosión para cada condición de muestra, es decir, sensibilizada con tratamiento previo a 1100°C, durante 1 hora, y enfriamiento posterior en agua o aire, es decir, muestras TTSw+ST y TTSa+ST. Se aclara que los datos correspondientes a las muestras en condición AR no se graficaron pues la pérdida de masa fue despreciable frente a aquellas con tratamiento térmico. De ésta se aprecia que el máximo en la tasa de corrosión se da dentro de las primeras 8 horas de exposición a la atmósfera salina, luego la misma desciende marcadamente hasta las 50 horas, para finalmente mantenerse prácticamente constante hasta alcanzar el máximo de duración del ensayo (96 horas).

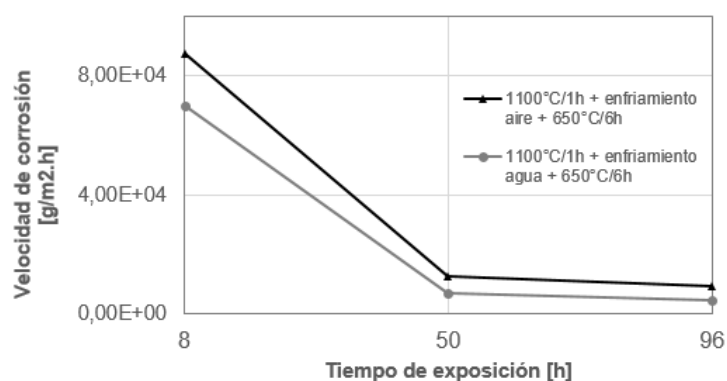


Figura 5: Velocidad de corrosión de las muestras

Si bien las muestras bajo ambas condiciones registraron un comportamiento similar, aquella con enfriamiento en aire fue la que presentó los valores más altos de velocidad de corrosión frente a

su par con enfriamiento en agua. Esto podría obedecer a la mayor cantidad de precipitados obtenidos a partir del tratamiento térmico y, al tipo de carburo determinado por DRX. Es decir, que los carburos del tipo $M_{23}C_6$ detectados reducen marcadamente la resistencia a la corrosión del acero inoxidable al decromizar zonas cercanas a los bordes de grano. De esta forma, dejan al acero en estado de susceptibilidad a la corrosión bajo condiciones de servicio no ideales, por ejemplo, en atmósfera de niebla salina, al generar zonas sensibles al ataque de los iones cloruro, favoreciendo así la ruptura de la película pasivante protectora y acelerando la reacción de corrosión [14-16]. Debe tenerse en cuenta que la estabilidad de la película dependerá de la relación Cr/Fe, del óxido metálico de mayor valencia formado y de la concentración de defectos, [17-23].

Para finalizar, el avance del daño intergranular manifestado por esta muestra (de aproximadamente 1000% respecto de la muestra con enfriamiento en agua) está en consonancia con la mayor velocidad de corrosión determinada.

4. CONCLUSIONES

Como resultado de los tratamientos térmicos previos en muestras de acero inoxidable AISI 316L, la velocidad de corrosión fue mayor para aquellas enfriadas en aire.

Los tiempos de exposición al spray salino más prolongados favorecieron el desarrollo de corrosión intergranular en zonas de bordes de grano como consecuencia de la decromización originada por la precipitación de carburos de cromo del tipo $M_{23}C_6$. Se determinó que la muestra con tratamiento de solubilización a 1100°C, durante 1h, enfriada en aire y posterior tratamiento de sensibilización fue la que mayor daño microestructural presentó al finalizar el ensayo de corrosión acelerada.

REFERENCIAS

- [1] Dománková M., Kocsisová E., Slatkovský I., Pinke P. *The Microstructure Evolution and its Effect on Corrosion Properties of 18Cr-12Ni-2,5Mo Steel Annealed at 500-900°C*. Acta Polytechnica Hungarica, 11, 3, 125-137, 2014.
- [2] Xiong Q., Robson J. D., Chang L., Fellowes J. W., Smith M. C. *Numerical Simulation of Grain Boundary Carbides Evolution in 316H Stainless Steel*. Journal of Nuclear Materials, 508, 299-309, 2018, ISSN 0022-3115, <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2018.05.074>.
- [3] Saremi M., Mahallati E. *A Study on Chloride-Induced Depassivation of Mild Steel in Simulated Concrete Pore Solution*. Cement and Concrete Research Journal, 32, 1915-1921, 2002. [https://doi.org/10.1016/S0008-8846\(02\)00895-5](https://doi.org/10.1016/S0008-8846(02)00895-5).

- [4] R. Winston Revie y Herbert H. Uhlig. *Corrosion and Corrosion Control: An Introduction to Corrosion Science and Engineering, 4th Edition*. John Wiley & Sons, New York: Revie RW, 2008. ISBN: 978-0-471-73279-2.
- [5] Martins M., Casteletti L. C. *Microstructural Characteristics and Corrosion Behavior of a Super Duplex Stainless Steel Casting*. *Material Characterization*, 60, 2, 150-115, 2009. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.12.010>.
- [6] ASTM B117 – 07. Standard Practice for Operating Salt Spray (Fog) Apparatus, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959, United States, 2003.
- [7] Bertucelli M. J., Inés M. N., Delpupo M. N., Mansilla G. A. *Corrosion Study in SAE 1016 Electrogalvanized Steel*. XI Corrosion Latinamerican Congress, Latincorr, 031, 23- 25, 2018.
- [8] Somervuori M., Johansson L. S., Heinonen M. H., Van Hoecke D. H. D., Akdut N., Hanninen H. E. *Characterisation and Corrosion of Spot Welds of Austenitic Stainless Steels*. *Materials and Corrosion*, 55, 6, 421-436, 2004.
- [9] Mc Carty K. F., Boehme D. R. *A Raman study of the systems Fe_{3-x}Cr_xO₄ and Fe_{2-x}Cr_xO₃*. *Journal of Solid State Chemistry*, 79, 1, 19-27, 1989.
- [10] Gonzales S., Combarmond L., Tran M. T., Wouters Y., Galerie A. *Materials Science Forum*, 595-601, 2008.
- [11] Von Moltke T., Pitsorius P. C., Sandenbergh. *The Influence of Heat-Tinted Surface Layers on the Corrosion Resistance of Stainless Steels*. *Proceedings of the 1st International Chromium Steel and Alloy Congress*, 2, 185-195, 1992.
- [12] Frankel G.S. *Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection*. 13A, *ASM Handbook*, ASM International, 236–241, 2003.
- [13] Sahlaoui H., Makhlof K., Sidhoma H., Philibert J. *Effects of Aging Conditions on the Precipitates Evolution, Chromium Depletion and Intergranular Corrosion Susceptibility of AISI 316L: Experimental and Modeling Results*. *Materials Science and Engineering, A*, 372, 98–108, 2004.
- [14] Abd Rashid M. W., Gakim M., Rosli Z. M., Asyadi Azam M. *Formation of Cr₂₃C₆ During the Sensitization of AISI 304 Stainless Steel and its Effect to Pitting Corrosion*. *International Journal of Electrochemical Science*, 7, 9465 – 9477, 2012.
- [15] Rodríguez C. J., Figueroa Y., Prin J. *Efecto de la Temperatura en el Comportamiento del Acero Inoxidable Austenítico 316L frente a la Corrosión Electroquímica*. *Universidad de Oriente, Venezuela*, 25, 3, 302-308, 2013.

- [16] Afolabi A., Peleowo N. *Effect of Heat Treatment on Corrosion Behaviour of Austenitic Stainless Steel in Mild Acid Medium*. Anales de International Conference on Chemical, Ecology and Environmental Sciences, 2011.
- [17] Maurice V., Yang W. P., Marcus P. *X-Ray Photoelectron Spectroscopy and Scanning Tunneling Microscopy Study of Passive Films Formed on (100) Fe₁₈Cr-13Ni Single-Crystal Surfaces*. Journal of the Electrochemical Society, 145, 909–920, 1998.
- [18] Fujimoto, S., Yamada, T., Shibata, T. *Improvement of Pitting Corrosion Resistance of Type 304 Stainless Steel by Modification of Passive Film with Ultraviolet Light Irradiation*. Journal of the Electrochemical Society, 145, 79–81, 1998.
- [19] Maurice, V., Klein, L. H., Marcus, P. *Atomic-Scale Investigation of the Localized Corrosion of Passivated Nickel Surfaces*. Surface and Interface Analysis, 34, 139–143, 2002.
- [20] Maurice V. Marcus, P. *Passive Films at the Nanoscale*. Electrochimica Acta, 84, 129–138 2012.
- [21] Maurice V. Marcus, P. *Progress in Corrosion Science at Atomic and Nanometric Scales*. Progress in Materials Science, 95, 132–171, 2018.
- [22] Ohtsuka T., Ueda M., Abe M. *Aging of Passive Oxide on SUS304 Stainless Steel in a Sulfuric Acid Solution*. Journal of the Electrochemical Society, 163, 459–469, 2016.
- [23] Talha M., Ma Y., Lin Y., Pan Y., Kong X., Sinha O.P., Behera C.K. *Corrosion Performance of Cold Deformed Austenitic Stainless Steels for Biomedical Applications*. Corrosion Reviews, 37, 283–306, 2019.