

## SENSIBILIZACIÓN Y CORROSIÓN EN AISI 316L

## SENSITIZATION AND CORROSION IN AISI 316L

Inés, Mariano <sup>1</sup>, Mansilla, Graciela <sup>1</sup>

[mines@frsn.utn.edu.ar](mailto:mines@frsn.utn.edu.ar), [gmansilla@frsn.utn.edu.ar](mailto:gmansilla@frsn.utn.edu.ar)

<sup>1</sup> 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.

Recibido 05/11/2024; Aceptado: 10/01/2025

**Resumen:** Este trabajo estudia la corrosión acelerada de acero inoxidable AISI 316L bajo exposición a una atmósfera salina durante 96h. Previamente, las muestras fueron solubilizadas a 1100°C durante 1h y luego enfriadas en agua o aire, seguidas de una sensibilización isotérmica a 650°C durante 6h. El análisis microestructural, mediante microscopía óptica y electrónica de barrido, reveló ataques severos en los bordes de grano austeníticos, atribuidos a la precipitación de distintos tipos de carburos de cromo y fases intermetálicas, como lo confirmó la difracción de rayos X. Los ensayos de corrosión indicaron que la muestra enfriada en aire presentó una mayor tasa de degradación y pérdida de masa, con un avance significativo de la corrosión intergranular, en comparación con la muestra enfriada en agua. Estos hallazgos destacan la influencia de los tratamientos térmicos sobre la susceptibilidad a la corrosión localizada.

**Palabras-clave:** Carburos, Corrosión Intergranular; Degradación; Tratamientos Térmicos.

**Abstract:** This work studies the accelerated corrosion of AISI 316L stainless steel under exposure to a saline atmosphere for 96h. The samples were previously solution-treated at 1100°C for 1 hour and then cooled in water or air, followed by isothermal sensitization at 650°C for 6h. Microstructural analysis, using optical and scanning electron microscopy, revealed severe attacks at the austenitic grain boundaries, attributed to the precipitation of different types of chromium carbides and intermetallic phases, as confirmed by X-ray diffraction. Corrosion tests indicated that the air-cooled sample exhibited a higher degradation rate and mass loss, with significant advancement of intergranular corrosion, compared to the water-cooled one. These findings highlight the influence of heat treatments on susceptibility to localized corrosion.

**Keywords:** Carbides; Intergranular Corrosion, Degradation; Heat Treatments.

### 1. Introducción

Los aceros inoxidables austeníticos son esencialmente aleaciones ternarias de Fe-Cr-Ni, que contienen entre 16 - 25% Cr, 7-20% Ni, y 0,03-0,08% C. Se denominan

austeníticos debido a su estructura cúbica de cuerpo centrado (FCC - por sus siglas en inglés), de hierro gamma ( $\gamma$ ), a todas las temperaturas normales de tratamientos térmicos. Esta estabilidad de la austenita la proporciona mayormente el níquel, que, junto con el manganeso, carbono y nitrógeno, bajan la temperatura del intervalo  $\gamma$  y evitan la transformación alotrópica  $\gamma$ - $\alpha$ . Dentro de la familia de aceros inoxidable austeníticos, uno de los que más aplicaciones concentra es el AISI 316L, empleado en industrias de generación de energía eléctrica, química, alimenticia, aeroespacial y médica, y también en plataformas offshore y en todas aquellas aplicaciones que requieran de una muy buena combinación de resistencia mecánica y alta resistencia a la corrosión, particularmente del tipo localizada. Esta propiedad se debe al contenido de cromo igual o superior al 12-13% en peso que, en contacto con la atmósfera, forma una fina película protectora de óxido de cromo autorreparable en la superficie, que es esencialmente transparente, (Grubb, DeBold & Fritz, 2005), (Gileadi & Kirowa-Eisner, 2005). Sin embargo, estas películas son susceptibles de romperse en presencia de iones de cloruro, lo que provoca corrosión por picaduras, (Suleiman, Sani & Clifford, 2020). La corrosión por picaduras se clasifica como una amenaza muy peligrosa, produce picaduras que parecen pequeñas en la superficie del acero pero que se propagan profundamente en su interior. Este tipo de corrosión se considera más dañina que el ataque uniforme, (Scully, 2000). Pero además de la corrosión por picado, estos aceros son susceptibles a la corrosión por grietas, corrosión intergranular y al agrietamiento inducido por el medio ambiente en entornos de cloruro.

Los aceros inoxidable austeníticos normalmente tienen mayor resistencia a la corrosión que los ferríticos y martensíticos, esto es debido a que tratamientos a alta temperatura descomponen los carburos de cromo y los elementos permanecen en solución sólida por enfriamiento rápido. Sin embargo, si el acero se enfría más lentamente, por ejemplo, durante el proceso de soldadura, pueden precipitar carburos de cromo del tipo  $M_{23}C_6$ , con la consiguiente sensibilización del acero inoxidable, haciéndolo susceptible a la corrosión intergranular. El recocido de solución para el AISI 316 (1040°C y 1120°C) es el tratamiento térmico especificado con mayor frecuencia para estos aceros antes de su uso real, (Padilha, Lesley & Rangel Rios, 2007). Este se aplica para disolver las fases que han formado durante el procesamiento termomecánico del material, especialmente los carburos ricos en cromo, como aquellos del tipo  $M_{23}C_6$ , y así como la mayoría de las demás fases intermetálicas. Esta condición se mantiene mediante un enfriamiento rápido (en agua) desde la temperatura de recocido de la solución hasta la temperatura ambiente, lo que obliga a los elementos responsables de la formación de carburos y fases intermetálicas a permanecer en solución sólida. Sin embargo, una alta cinética de enfriamiento, como la planteado antes, puede reintroducir tensiones residuales y hacer que el componente sea susceptible al agrietamiento por corrosión bajo tensión. Por esta causa es que la velocidad de enfriamiento debe seleccionarse con criterio adecuado al momento de pensar en la aplicación del componente en servicio en miras de optimizar su vida útil.

En este trabajo se evalúa el comportamiento microestructural de un acero inoxidable AISI 316L, tratado térmicamente y sometido a ensayo de corrosión acelerada, considerando tiempos de exposición variables a una atmósfera salina. Se destaca una mayor velocidad de degradación y pérdida de masa por unidad de tiempo en la muestra con tratamiento térmico y enfriamiento en aire, en comparación con su par enfriada en agua. Esto quedó de manifiesto al observar las muestras con microscopía Láser Confocal y electrónica de barrido (SEM), en donde se logró determinar un mayor avance de la degradación intergranular y su propagación por zonas con carburos de cromo.

## 2. Experimental

En este trabajo se utilizaron muestras planas de acero inoxidable austenítico AISI 316L, con una composición química básica (en % en peso) de 0.032 C, 17.2 Cr, 10.7 Ni, 2.57 Mo, 1.5 Mn, 0.65 Si, y el resto Fe. Inicialmente, sobre el material en condición as-received (AR) se realizó tratamiento de recocido de solubilización a 1100°C/1h, con enfriamiento posterior en aire (A) o en agua (W). Luego, ambos conjuntos de muestras fueron sensibilizadas isotérmicamente a 650°C/6h, con enfriamiento lento en horno (muestras AS y WS, respectivamente), (Kocsisová, Dománková, Slatkovský & Sahul, 2014). Este tratamiento final permitió generar las condiciones de difusión adecuadas para la precipitación de partículas submicroscópicas de carburos de cromo y distintas fases intermetálicas, de acuerdo con las condiciones de servicio a las que son sometidos estos aceros en operación.

Luego, las muestras en estado de recepción y con tratamiento térmico de sensibilización se colocaron en una máquina de niebla salina DIGIMESS modelo QSS-108. Las mismas fueron expuestas a solución de 5% NaCl considerando extracciones periódicas a intervalos de 8 h, 50 h y 96 h, empleando dos muestras de cada tipo por tiempo de exposición a la atmósfera salina. Considerando los tiempos definidos previamente, se extrajeron de la cámara para evaluar la pérdida de masa siguiendo el procedimiento aplicado por (Bertucelli, Inés, Delpupo & Mansilla, 2018), y poder así calcular la velocidad de corrosión que presentó el material para las condiciones experimentales aquí indicadas.

Se emplearon métodos convencionales de caracterización con lupa estereoscópica (Olympus SZ61) y microscopía óptica (Olympus GX51). Para el ataque o revelado de la microestructura se utilizó reactivo de Agua Regia diluída, el cual permitió determinar la evolución microestructural del material con los distintos tratamientos térmicos y analizar caminos preferenciales de avance de la corrosión interna. El análisis se completó con información microestructural aportada por Microscopía Láser Confocal (Olympus Lext 3D) y Electrónica de Barrido (SEM - Carl Zeiss Sigma), y también con la identificación de las fases cristalinas, aplicando la técnica de Difracción de Rayos X (DRX), utilizando un difractómetro X'Pert con radiación Cu-K $\alpha$  (40 kV, 30 mA). Los difractogramas se obtuvieron en el intervalo angular  $2\theta$  entre 20 ° - 70 °, con un paso de 0,02 °. La interpretación de los mismos se realizó con el software HighScore®.

## 3. Resultados y Discusión

Del análisis microestructural realizado en muestras del acero inoxidable AISI 316L en condición de recepción (AR), figura 1a, se determinó un tamaño de grano austenítico de 35,3  $\mu\text{m}$ , con presencia de carburos de cromo Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> según DRX, figura 2a, (tamaño 2  $\mu\text{m}$  - 3  $\mu\text{m}$ ), 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  $\mu\text{m}$  - 160  $\mu\text{m}$ . Además, se identificó escasa cantidad de inclusiones de geometría poligonal (tamaño 4  $\mu\text{m}$  - 6  $\mu\text{m}$ ), y presencia de maclas.

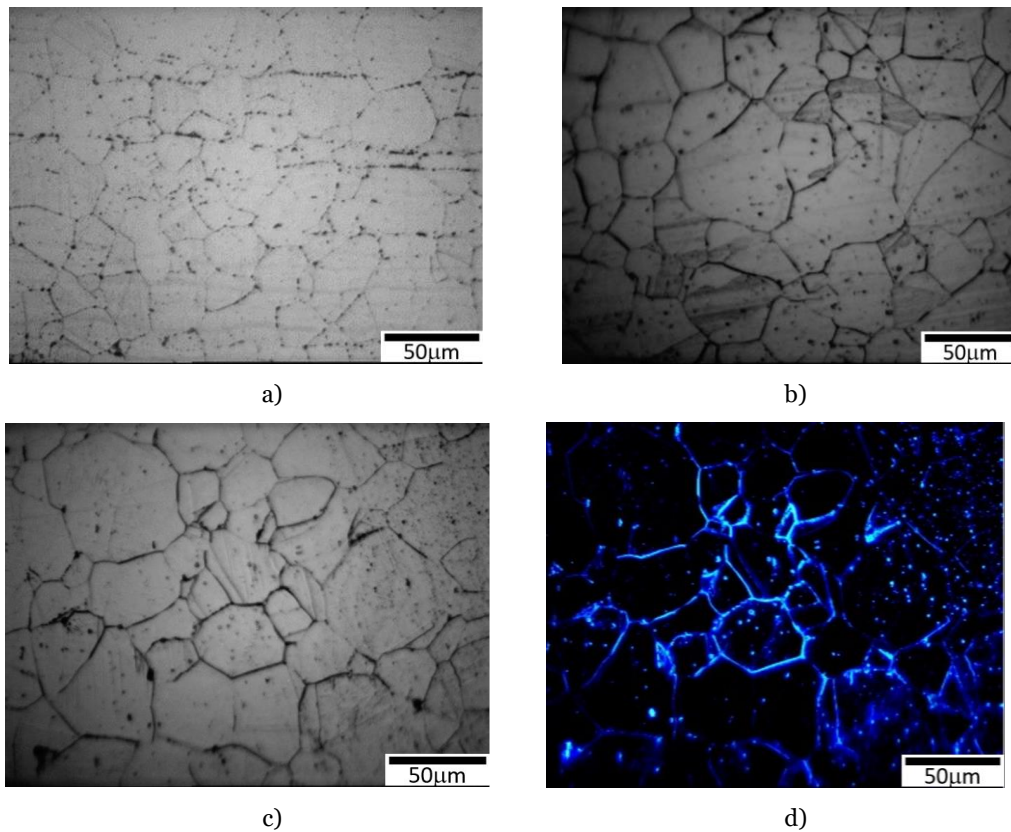


Figura 1 – Estado microestructural de AISI 316L en condición: a) AR, b) AS, c) WS, d) WS (imagen con luz polarizada).

Ahora bien, como consecuencia del tratamiento térmico aplicado, se obtuvo una distribución de partículas de carburos y fases intermetálicas mayormente en bordes de grano austeníticos, figuras 1b-c. La mayoría de ellos se corresponden con carburos tipo  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ ,  $\text{MnMoN}_2$ ,  $\text{C}_{19}\text{Cr}_7\text{Mo}_{24}$ ,  $(\text{Fe,Ni})_{23}\text{C}_6$  y  $(\text{Cr,Mo})_2(\text{C, N})$ , entre otras, en base al análisis obtenido por DRX, figuras 2b-c. De la observación de las figuras 1b-c, se aprecia que los bordes de granos quedaron perfectamente atacados por el reactivo de revelado, notándose éstos ligeramente más gruesos, debido posiblemente a la formación submicroscópica de partículas secundarias de carburos y otras fases intermetálicas en estas posiciones. 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. Además, el fuerte ataque en los límites de grano sugeriría una microestructura sensibilizada que podría ser más vulnerable a la corrosión intergranular. En un ambiente saturado de cloruros como el de este trabajo, las regiones empobrecidas en cromo del acero inoxidable no tienen cantidad suficiente de este elemento para proporcionar protección contra la corrosión y, bajo condiciones no ideales de exposición, puede producirse un ataque rápido de los bordes de grano.



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 oxidación en superficie y de corrosión localizada que se extiende a regiones internas del material, como, por ejemplo, aquella del tipo intergranular y por picado (Frankel, 2003).

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

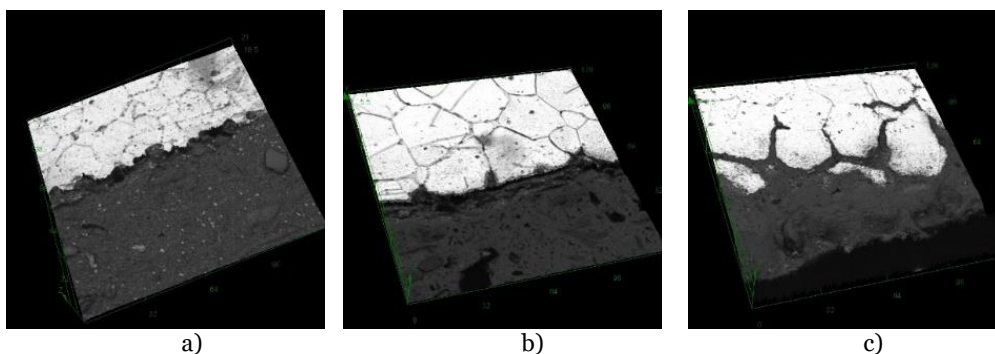


Figura 4 – Avance de la degradación intergranular en AISI 316L, en muestras: a) AR, b) WS, y c) AS.

Del análisis de la figura 4, se evidencia la presencia de corrosión localizada en todas las muestras, predominando la corrosión por picado e intergranular, vinculada con áreas de carburos. No obstante, las muestras que recibieron tratamiento térmico mostraron un avance más pronunciado de la corrosión intergranular en comparación con las muestras sin tratamiento (AR). Independientemente de la condición de la muestra evaluada, el mayor grado de avance de la corrosión se observó para las 96 h de ensayo. La profundidad de penetración de la corrosión intergranular fue de hasta  $7\ \mu\text{m}$  desde la superficie para la condición AR,  $35\ \mu\text{m}$  en la muestra que fue previamente solubilizada a  $1100^\circ\text{C}$  durante 1 hora, con enfriamiento en agua y posterior tratamiento de sensibilización a  $650^\circ\text{C}$  por 6 horas (WS), y por otra parte asciende a  $313\ \mu\text{m}$  para su contraparte con enfriamiento en aire (AS). En este último caso, el daño fue tan severo que se observó desgranamiento del material, es decir, los granos se desprendieron como resultado del avance extremo de la corrosión, lo que representaría un serio riesgo si el material estuviera en operación o servicio.

Las observaciones realizadas mediante microscopía electrónica de barrido permitieron identificar productos de corrosión en la superficie de la muestra WS, que presentaron una apariencia rugosa. Además, se detectó grieta en límite de grano asociada a partículas de carburos en esa zona (figura 5a), la cual estaba conectada a una depresión corroída en la superficie, sugiriendo el inicio de corrosión intergranular. En la figura 5b, por otro lado, se apreció un ataque corrosivo significativo en las regiones superficiales, seguido de un avance característico de la corrosión intergranular en la muestra AS.

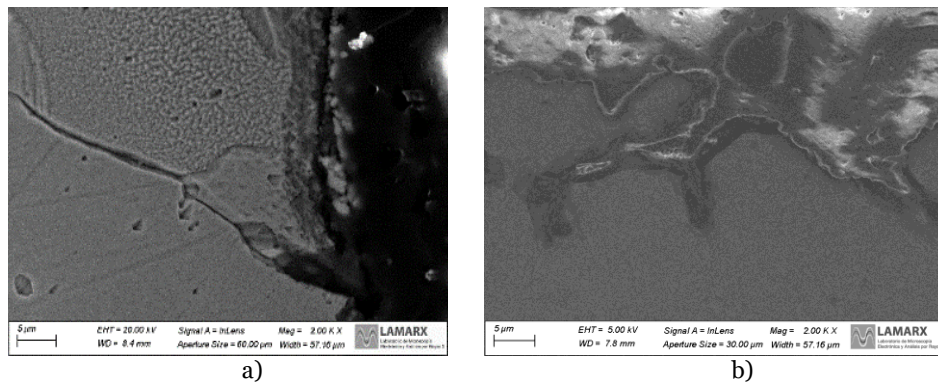


Figura 5 – Imágenes SEM en muestras: a) WS, y b) AS.

Según el análisis microestructural y los resultados de difracción de rayos X obtenidos, si bien se determinó presencia de carburos  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  en las tres condiciones estudiadas (material en estado de entrega y dos variaciones de tratamientos térmicos), fue el material en condición as-received el que presentó el menor daño por corrosión. Este comportamiento puede explicarse por una distribución más homogénea de partículas de carburos de cromo, presentes tanto en los límites de grano como en el interior de los granos de austenita ( $\gamma\text{-Fe}$ ). Esta distribución contrasta con aquella presentada en las muestras con tratamiento térmico, donde los carburos se concentraron principalmente en los límites de grano. Como resultado, las muestras tratadas térmicamente exhibieron condiciones más agresivas para la nucleación y el crecimiento de la corrosión, independientemente del medio de enfriamiento empleado, ya fuera agua o aire. Las partículas de  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  localizadas en los bordes de grano sensibilizan al acero inoxidable a la corrosión intergranular, lo que facilita el avance del fenómeno corrosivo y la fragilización del material, llegando incluso a la decohesión granular. Este hallazgo es consistente con lo reportado por (Sahlaoui, Makhlof, Makhlof & Philibert, 2004) en su estudio sobre los precipitados y la corrosión intergranular en aceros inoxidables AISI 316L.

Además, en las muestras tratadas térmicamente y enfriadas en aire (AS), el análisis de DRX reveló la formación de carburo complejo, de fórmula  $\text{C}_{19}\text{Cr}_7\text{Mo}_{24}$ . La presencia de esta fase puede inducir empobrecimiento local de cromo y molibdeno en la matriz circundante, lo que degrada aún más la resistencia a la corrosión localizada, fundamentando así la mayor profundidad de avance de la corrosión que presentó esta muestra con enfriamiento en aire ( $313\ \mu\text{m}$ ) respecto de sus pares con enfriamiento en agua ( $35\ \mu\text{m}$ ) y en condición de recepción ( $7\ \mu\text{m}$ ). Si bien el molibdeno no parece incorporarse a la película protectora como lo hace el cromo, se ha observado que sí enriquece las superficies metálicas en aceros inoxidables ferríticos, (Yaniv, Lumsden & Staehle, 1977). En el trabajo de (Briant & Hall, 1986) se demostró la importancia del agotamiento del molibdeno en la corrosión intergranular. Es por esto que, para predecir el comportamiento en corrosión de aceros inoxidables AISI 316, se deben tener en consideración las características de agotamiento de estos dos elementos (Cr y Mo). Respecto del carburo complejo hallado, si bien el molibdeno es conocido por mejorar la resistencia a la corrosión por picado en los aceros inoxidables, la elevada concentración de átomos de molibdeno (24) y cromo (7) en la estequiometría del precipitado podría generar un empobrecimiento excesivo de estos elementos en la matriz, exacerbando la corrosión en entornos agresivos como la atmósfera con cloruros utilizada en este estudio.

Finalmente, en la figura 6 se muestra el comportamiento de la velocidad de corrosión para las distintas condiciones de tratamiento térmico aplicadas a las muestras, es decir, AS y WS. Los datos de las muestras en estado as-received no

fueron incluidos en el gráfico debido a que la pérdida de masa resultó ser insignificante en comparación con aquellas sometidas a tratamiento térmico. En éstas, el máximo en la tasa de corrosión se registró durante las primeras horas de exposición a la atmósfera salina, seguido de un marcado descenso hasta las 50 horas, tras lo cual la tasa se estabilizó, manteniéndose prácticamente constante hasta el final del ensayo a las 96 horas. Este comportamiento concuerda con lo reportado por (Suleiman, Sani & Clifford, 2020), quienes observaron una tendencia similar en un ensayo de corrosión realizado con diferentes concentraciones de HCl sobre muestras de acero inoxidable AISI 316.

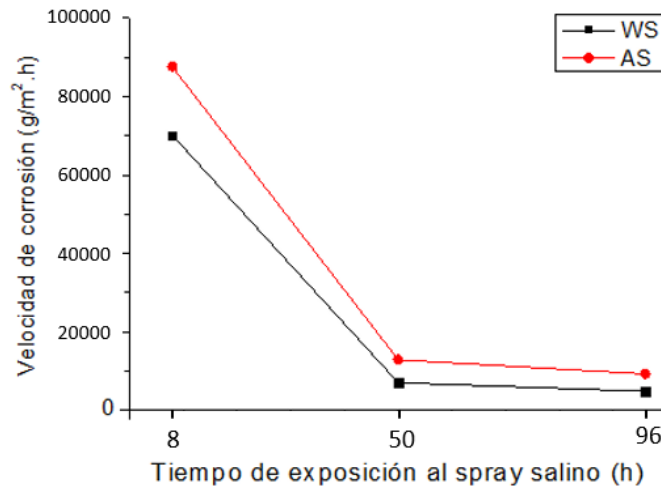


Figura 6 – Velocidad de corrosión de las muestras.

Aunque las muestras, bajo ambas condiciones de tratamiento térmico, mostraron un comportamiento similar durante el ensayo en niebla salina, la muestra con enfriamiento en aire (AS) presentó los valores más altos de velocidad de corrosión en comparación con su contraparte enfriada en agua (WS). Este fenómeno puede explicarse por la distribución predominante de partículas de carburos en los límites de grano de la austenita ( $\gamma$ -Fe), incluyendo tanto el  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  como el carburo complejo  $\text{C}_{19}\text{Cr}_7\text{Mo}_{24}$ . La formación de este último tipo de carburo obedece a que la cinética de transformación originada por el enfriamiento más lento en aire permitió una difusión más prolongada de los elementos, promoviendo la nucleación y desarrollo de estas partículas. Estos carburos ( $\text{C}_{19}\text{Cr}_7\text{Mo}_{24}$ ) identificados mediante DRX en la muestra AS reducen significativamente la resistencia a la corrosión del acero inoxidable, al disminuir en cromo y molibdeno las zonas adyacentes a los límites de grano. Este proceso deja al acero en un estado de mayor susceptibilidad a la corrosión cuando se expone a condiciones de servicio adversas, como la atmósfera de niebla salina, generando áreas vulnerables al ataque de iones cloruro. Dichas áreas facilitan la ruptura de la película pasivante protectora, acelerando la reacción corrosiva, tal como lo señalan (Abd Rashid, Gakim, Rosli & Asyadi Azam, 2012), (Rodríguez, Figueroa & Prin, 2013) y (Afolabi & Peleowo, 2011). Es importante considerar que la estabilidad de la película pasiva depende de la relación Cr/Fe, del óxido metálico de mayor valencia formado, y de la concentración de defectos estructurales en la película, como se menciona en los estudios de (Ohtsuka, Ueda & Abe, 2016) y (Talha, Ma, Lin, Pan, Kong, Sinha & Behera, 2019).



#### 4. Conclusiones

Los tratamientos térmicos realizados dieron lugar a una microestructura sensibilizada a la corrosión, mostrando un mayor grado de degradación en comparación con el material en su estado original (as-received). Se identificaron dos formas de corrosión localizada en el material tratado térmicamente: corrosión por picado y corrosión intergranular, en algunos casos acompañadas de grietas y, de manera puntual, desgranamiento del material. La mayor degradación microestructural se observó en la muestra solubilizada previamente a 1100°C durante 1 hora, enfriada en aire y luego sensibilizada a 650°C durante 6 horas. Esto podría deberse a la formación de fases nocivas durante el tratamiento térmico, principalmente Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> y el carburo complejo C<sub>19</sub>Cr<sub>7</sub>Mo<sub>24</sub>, que reducirían de cromo y molibdeno a las zonas cercanas a los bordes de grano, facilitando un avance más severo de la corrosión.

#### 5. Referencias bibliográficas.

ABD RASHID, M. W., GAKIM, M., ROSLI, Z. M. y ASYADI AZAM, M. Formation of Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> during the sensitization of aisi 304 stainless steel and its effect to pitting corrosion. International Journal of Electrochemical Science. 2012, vol. 7, 9465-9477. doi: 10.1016/S1452-3981(23)16211-0.

Disponible en:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1452398123162110>

AFOLABI, A. Y 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.

BERTUCELLI, Mariano Javier, INÉS, Mariano Nicolás, DELPUPO, María Noelia y MANSILLA, Graciela Analía. Corrosion study in sae 1016 electrogalvanized steel. XI Corrosion Latinamerican Congress, Latincorr. 2018, 031, 23- 25.

BRIANT, C.L. y HALL, E.L. Corrosion Journal. 1986, vol. 43, 522.

Disponible

en:

[https://www.researchgate.net/publication/329814697\\_corrosion\\_study\\_in\\_sae\\_1016\\_electrogalvanized\\_steel](https://www.researchgate.net/publication/329814697_corrosion_study_in_sae_1016_electrogalvanized_steel)

FRANKEL, G.S. Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection. ASM International Handbook, 2003, vol. 13A, 236–241.

GILEADI, E. y KIROWA-EISNER, E. Some observations concerning the tafel equation and its relevance to charge transfer in corrosion. Corrosion Science. 2005, vol. 47, 3068-3085. doi: 10.1016/j.corsci.2005.05.044

Disponible

en:

<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0010938X05002246>

GONZALES, S., COMBARMOND, L., TRAN, M. T., WOUTERS, Y. y GALERIE A. Materials Science Forum. 2008, p. 595-601.

GRUBB, J. F., DEBOLD, T. y FRITZ, J.D. Corrosion of Wrought Stainless Steels. ASM International Handbook (tenth edition), Ohio, 2005, p. 54-77.

KOCSISOVÁ, E., DOMÁNKOVÁ, M., SLATKOVSKÝ, I. y SAHUL, M. Study of the sensitization on the grain boundary in austenitic stainless steel aisi 316. Research paper, special number, 2014, vol. 22. Doi:10.2478/rput-2014-0019

Disponible en:  
[https://www.researchgate.net/publication/273473950\\_Study\\_of\\_the\\_Sensitization\\_on\\_the\\_Grain\\_Boundary\\_in\\_Austenitic\\_Stainless\\_Steel\\_Aisi\\_316](https://www.researchgate.net/publication/273473950_Study_of_the_Sensitization_on_the_Grain_Boundary_in_Austenitic_Stainless_Steel_Aisi_316)

MC CARTY, K. F. y BOEHME, D. R. A Raman study of the systems  $Fe_3-xCr_xO_4$  and  $Fe_2-xCr_xO_3$ . Journal of Solid State Chemistry. 1989, vol. 79, 1, p. 19-27. doi.org/10.1016/0022-4596(89)90245-4.

Disponible en:  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022459689902454>

OHTSUKA, T., UEDA, M. y ABE, M. Aging of passive oxide on SUS304 stainless steel in a sulfuric acid solution. Journal of the Electrochemical Society. 2016, vol. 163, 459-469. doi: 10.1149/2.0721608jes.

Disponible en:  
[https://www.researchgate.net/publication/303782109\\_Aging\\_of\\_Passive\\_Oxide\\_on\\_SUS304\\_Stainless\\_Steel\\_in\\_a\\_Sulfuric\\_Acid\\_Solution](https://www.researchgate.net/publication/303782109_Aging_of_Passive_Oxide_on_SUS304_Stainless_Steel_in_a_Sulfuric_Acid_Solution)

PADILHA, A. F., LESLEY, R. y RANGEL RIOS, P. Stainless steels heat treatment. Steel Heat Treatment Handbook (second edition), 2007, p. 695-739.

RODRÍGUEZ, C. J., FIGUEROA, Y. y PRIN, J. (2013). Efecto de la temperatura en el comportamiento del acero inoxidable Austenítico 316L frente a la corrosión electroquímica. Saber, Universidad de Venezuela, vol. 25, p. 302-308. ISSN: 1315-0162.

Disponible en: [https://ve.scielo.org/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S1315-01622013000300010#:~:text=El%20potencial%20a%20circuito%20abierto,la%20cual%20inhibe%20la%20corrosi%C3%B3n](https://ve.scielo.org/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1315-01622013000300010#:~:text=El%20potencial%20a%20circuito%20abierto,la%20cual%20inhibe%20la%20corrosi%C3%B3n).

SAHLAOU, H., MAKHLOUF, K., MAKHLOUF, H. y 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. 2004, vol. 372, p. 98-108. doi: 10.1016/j.msea.2003.12.017.

Disponible en:  
<https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0921509303014850>

SOMERVUORI, M., JOHANSSON L. S., HEINONEN, M. H., VAN HOECKE, D. H. D., AKDUT N. y HANNINEN, H. E. Characterisation and Corrosion of Spot Welds of Austenitic Stainless Steels. Materials and Corrosion. 2004, vol. 55, 6, p. 421-436.

Disponible en:  
[https://www.researchgate.net/publication/230398147\\_Characterisation\\_and\\_corrosion\\_of\\_spot\\_welds\\_of\\_austenitic\\_stainless\\_steels](https://www.researchgate.net/publication/230398147_Characterisation_and_corrosion_of_spot_welds_of_austenitic_stainless_steels)

SCULLY, J.R. Polarization resistance method for determination of instantaneous corrosion rates. Corrosion Science. 2000, vol. 56, p. 199-218. doi: 10.5006/1.3280536.

Disponible en:  
[https://www.researchgate.net/publication/250394524\\_Polarization\\_Resistance\\_Method\\_for\\_Determination\\_of\\_Instantaneous\\_Corrosion\\_Rates](https://www.researchgate.net/publication/250394524_Polarization_Resistance_Method_for_Determination_of_Instantaneous_Corrosion_Rates)

SULEIMAN, I. Y., SANI, A. M. y CLIFFORD, O. O. Characterization and corrosion behaviours of aisi 316 in hydrochloric environment at various concentrations. Zastita Materijala. 2020, vol. 61, p. 220-228. doi:10.5937/zasmat2003220S.

Disponible en:  
[https://www.researchgate.net/publication/344145447\\_Characterization\\_and\\_corr](https://www.researchgate.net/publication/344145447_Characterization_and_corr)

osion\_behaviours\_of\_AISI\_316\_in\_hydrochloric\_environment\_at\_various\_concentrations

TALHA, M., MA, Y., LIN, Y., PAN, Y., KONG, X., SINHA, O.P. y BEHERA, C.K. Corrosion performance of cold deformed austenitic stainless steels for biomedical applications. Corrosion Reviews. 2019, vol. 37, p. 283–306. doi: 10.1515/corrrev-2019-0004.

Disponible en: [https://www.researchgate.net/publication/332702809\\_Corrosion\\_performance\\_of\\_cold\\_deformed\\_austenitic\\_stainless\\_steels\\_for\\_biomedical\\_applications](https://www.researchgate.net/publication/332702809_Corrosion_performance_of_cold_deformed_austenitic_stainless_steels_for_biomedical_applications)

VON MOLTKE, T., PITSORIUS P. C. y 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. 1992, vol. 2, p. 185-195.

Disponible en: <https://www.pyrometallurgy.co.za/InfaconVI/2185-VonMoltke.pdf>

YANIV, A. E., LUMSDEN, J. B. y STAEHLE, R. W. The composition of passive films on ferritic stainless steels. Journal of the Electrochemical Society. 1977, vol. 124, no 4, p. 490.

Disponible en: [https://scholar.google.com/scholar\\_lookup?title=&journal=J.%20Electrochem.%20Soc.&volume=124&publication\\_year=1977&author=Yaniv%2CA.%20E.&author=Lumsden%2CJ.%20B.&author=Staehe%2CR.%20W.](https://scholar.google.com/scholar_lookup?title=&journal=J.%20Electrochem.%20Soc.&volume=124&publication_year=1977&author=Yaniv%2CA.%20E.&author=Lumsden%2CJ.%20B.&author=Staehe%2CR.%20W.)