

Susceptibilidad a la corrosión del acero inoxidable dúplex 2205 expuesto a inmersión en ácido clorhídrico (HCl)

Corrosion susceptibility to a 2205 duplex stainless steel exposed at immersion in hydrochloric acid (HCl)

Laura Sáenz Palencia; José Castillo G; Javier Márquez M.

Palabras clave: acero dúplex, ácido clorhídrico, corrosión por picadura, corrosión selectiva, fractura dúctil
Key Words: duplex steel, hydrochloric acid, pitting corrosion, selective corrosion, ductile fracture

RESUMEN

Se evaluó la susceptibilidad a la corrosión a un Acero inoxidable dúplex 2205 expuesto a inmersión en Ácido clorhídrico al 5% de concentración a 65°C. Se realizaron ensayos de tracción y pruebas metalográficas con microscopia electrónica de barrido MEB con espectroscopia por difracción de Rayos y EDS. Las muestras de tracción fueron sometidas a cinco condiciones de ensayo la condición original, condición solubilizada y tres grupos con inmersión en ácido clorhídrico por tiempos de 24, 48 y 72 horas, previamente solubilizados durante una hora a 675°C. Se encontró que la velocidad de corrosión incrementaba a medida que aumentaba el tiempo de exposición en el ácido, determinándose un incremento de un 40% entre la condición de 48 y 72 horas. En todas las condiciones las probetas de tracción manifestaron una fractura tipo dúctil con mecanismo de coalescencia de cavidades. En las condiciones de inmersión al ácido clorhídrico, no se observó un cambio significativo en la resistencia mecánica, pero si se observó un incremento de la ductilidad del acero inoxidable dúplex. A través de la MEB se pudo evidenciar el deterioro microestructural de las tres condiciones sometidas al medio corrosivo, observándose corrosión por picadura, de tipo selectiva sobre los granos de ferrita.

ABSTRACT

The corrosion susceptibility was evaluated to 2205 duplex stainless steel exposed to hydrochloric acid at 5% concentration at 65 ° C. Traction tests and metallographic tests were performed with scanning electron microscopy MEB with Ray diffraction spectroscopy and EDS. The tensile samples were subjected to five test conditions, the original condition, solubilized condition and three groups with hydrochloric acid immersion for 24, 48 and 72 hours, previously solubilized for one hour at 675 ° C. It was found that the corrosion rate increased as the exposure time in the acid increased, determining an increase of 40% between the condition of 48 and 72 hours. In all conditions, the tensile specimens showed a ductile type fracture with cavity coalescence mechanism. Under the conditions of hydrochloric acid immersion, no significant change in mechanical strength was observed, but an increase in the ductility of the duplex stainless steel was observed. Through the MEB it was possible to demonstrate the microstructural deterioration of the three conditions subjected to the corrosive medium, observing pitting corrosion, of a selective type on the ferrite grains.

INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable dúplex DSS son los de más reciente desarrollo; debido a su alto contenido de cromo, nitrógeno y molibdeno, los aceros dúplex ofrecen una buena resistencia a corrosión local y uniforme, alta dureza que los hacen propicios a ser usados en muchas aplicaciones alimenticias, automotrices, petroleras, biomédicas, petroquímicas e industriales.

Los aceros inoxidable dúplex DSS es una clase de aleación que se caracteriza por contener un bajo contenido de carbono (C) y una microestructura constituida por una fase ferrítica (estructura BCC, cúbica centrada en el cuerpo) y una austenítica (estructura FCC, cúbica centrada en las caras), donde la matriz es la ferrita y porciones en forma de islas constituyen la austenita, en fracciones volumétricas aproximadamente iguales, es decir (50/50), esta distribución de fases hace que estos aceros tengan simultáneamente buenas propiedades mecánicas y anticorrosivas; incluso mejores que las que pueden presentar los aceros monofásicos por separado (Nilson, 1997; Ghost, 2008). La relación ferrita/austenita se logra en las aleaciones forjadas por ajustes en la composición junto con el trabajo en caliente y prácticas de templado. Los aceros inoxidable dúplex combinan algunas de las mejores características de los aceros inoxidable austeníticos y ferríticos. (Nilson, 1997).

La cantidad exacta de cada fase está en función de la composición y el tratamiento

térmico. Los principales elementos de aleación son cromo y níquel, sin embargo, la cantidad de níquel es insuficiente para desarrollar completamente la estructura cristalina austenítica. El contenido de cromo varía del 18 al 26%, y el contenido de níquel de 4,5 a 6,5%. La adición de elementos como nitrógeno, molibdeno, cobre, silicio, y tungsteno permite controlar el balance en la configuración metalográfica, así como impartir ciertas características de resistencia a la corrosión. Tienen un bajo porcentaje de carbono (C= 0,03%), manganeso (Mn) que está entre 0,03 a 1,2 y el molibdeno 0,2 a 4%.

La primera generación de aceros inoxidable dúplex presentaron una serie de inconvenientes, como una elevada susceptibilidad a la precipitación de fases secundarias (como la fase sigma), baja tenacidad, baja resistencia a la corrosión y poca soldabilidad, estos no contenían nitrógeno (elemento promotor de austenita). Por lo tanto, cuando se sueldan, dan lugar a la formación de ferrita en la zona afectada por el calor ZAC de la soldadura, reduciéndose así la resistencia a la corrosión. Aunque estas propiedades se pueden restablecer con un tratamiento térmico para que vuelvan a formar la austenita, la soldadura de estos materiales es muy problemática. La proporción de fases depende principalmente de la composición química de la aleación y de la historia termomecánica del material. Estos aceros están indicados en aquellas aplicaciones donde sea necesaria una

buena soldabilidad, elevadas características mecánicas y resistencia a la corrosión en ambientes difíciles como agentes fuertemente ácidos o agua de mar. (Nilson, 1997).

El empleo del N como elemento de aleación revolucionó el desarrollo de estas aleaciones y permitió la aparición de la segunda generación de aceros inoxidable dúplex en la década de los 80. Estas aleaciones contienen nitrógeno en proporciones de 0,15 a 0,30%, son muy resistentes a la corrosión bajo tensiones CBT y a la corrosión por picaduras inducida por cloruros. Uno de los beneficios del nitrógeno es mejorar la resistencia a la corrosión por picado y por rendijas. También es beneficioso en la fabricación de planchas de aleaciones de segunda generación, donde la transición dúctil-frágil se bajó bien por debajo de la temperatura ambiente (Nilson, 1997).

Los aceros inoxidable dúplex DSS poseen una elevada resistencia mecánica alcanzando valores de límite elástico entre 700-900 MPa (el doble de límite elástico que los aceros inoxidable austeníticos) lo que puede representar en muchos casos un ahorro significativo en costos de material. La resistencia a la fluencia es dos a tres veces mayor y la resistencia a la tracción 25% mayor, mientras mantienen buena ductilidad a temperaturas normales de operación. Las aleaciones dúplex también ofrecen buena resistencia a la erosión y abrasión, un coeficiente de expansión térmica cercano al del acero al carbono, lo cual puede resultar en menores tensiones

en las soldaduras que involucren inoxidable dúplex con acero al carbono. No son endurecibles por tratamientos térmicos, por ejemplo, temple, pero sí por deformación en frío o en caliente (Ghost & Mondal, 2008).

El mayor interés en años recientes sobre los nuevos aceros inoxidable dúplex, han sido las mejoras logradas en función de su soldabilidad, por la disminución del contenido de carbono. Además, se ha logrado reducir sus costos con la disminución del contenido de níquel sustituido por el nitrógeno, sin verse afectadas sus propiedades mecánicas y anticorrosivas. Presentan un buen comportamiento anticorrosivo en medios ácidos y en presencia del ión Cl⁻, los cuales representan un grave problema para la industria petroquímica, siendo esta una de las razones por las cuales actualmente es el sustituto ideal en muchas aplicaciones de los aceros inoxidable austeníticos.

El intervalo de temperatura para su trabajo óptimo es (-50 a 250) °C. Por debajo de este intervalo de temperatura el acero puede fallar por el carácter frágil de la fase ferrita y por encima de este, debido a un mecanismo de precipitación de una fase coherente con la matriz ferrítica (esta fase se denomina α') se aumenta la resistencia de la misma fragilizando el acero; este fenómeno se denomina fragilización a 475 °C. Estos aceros inoxidable dúplex solidifican ferríticamente y presentan un valor de PRE >25 (índice teórico de resistencia a la picadura) (Calliari *et al*, 2008), el cual está relacionado con el

porcentaje en peso de los elementos que favorecen sus buenas propiedades anticorrosivas, este valor es determinado por la ecuación 1.

$$PRE = \%Cr + 3,3(\%Mo) + 16(\%N) \quad (1)$$

Los aceros inoxidable dúplex se clasifican en función de su índice de resistencia a la corrosión por picadura (PREN). Se considera que un acero inoxidable dúplex presenta un índice PREN igual o superior a 25 son de los de la primera y segunda

generación y, en los denominados súper-dúplex, el índice de 40 o superior. Debido a las múltiples propiedades de aceros inoxidable dúplex y a las aplicaciones industriales que tienen como reto ser implementados, la presente investigación se plantea como objetivo evaluar la susceptibilidad a la corrosión de un acero inoxidable dúplex SAF 2205 expuesto a inmersión en Ácido clorhídrico (HCl) al 5% de concentración a 65°C.

METODOLOGIA

El acero inoxidable utilizado fue un tipo dúplex SAF 2205 y la composición química fue obtenida de análisis por identificación

positiva de materiales IPM y por EDS, los resultados se muestran en la tabla 1.

Tabla 1 Composición química del acero inoxidable dúplex SAF (Castillo y Márquez, 2006).

%	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	N	Fe
ASTM A240	0,03	2,00	0,03	0,02	1,00	22-23	4,5-6,5	3-3,5	0,14-0,2	-
IPM	-	1,61	-	-	-	22,42	6,75	2,96	-	65,63
EDX		1,90				24,06	5,26	3,25		65,24

Se realizaron ensayos de tracción, el corte de las probetas de tracción fue realizado por chorro de agua, y maquinadas acorde con la Norma ASTM E8M-98, de tamaño sub-size debido al limitado espesor de la

lámina del material. En la figura 1 se muestran las dimensiones de la probeta. Los ensayos de tracción fueron realizados en una maquina marca MTS *Systems Corporation* de 25000 kg de capacidad.

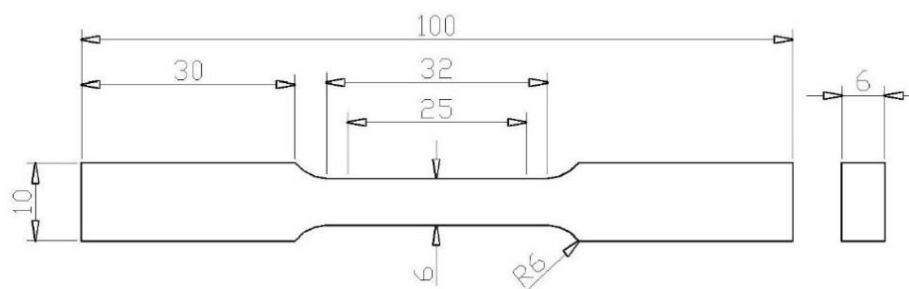


Figura 1.- Dimensiones de la probeta de tracción plana en mm (Castillo y Márquez, 2006)

Los ensayos de inmersión fueron realizados bajo la norma ASTM A262-96, con inmersión en ácido clorhídrico con 65 % de concentración a 65°C. Se evaluó la pérdida de peso utilizando la ecuación 2.

$$W = W_f - W_i \quad (2)$$

Siendo,

W= Pérdida de peso, g.

W_i= peso inicial, g.

W_f = peso final, g.

Se determinó la velocidad de corrosión, de acuerdo con lo establecido en la norma ASTM A262 – Práctica C, haciendo uso de la ecuación 3 ASTM G-31.

$$V_c = \frac{7290 * W}{A * d * t} \quad (3)$$

Donde:

W: Pérdida de peso promedio por cada condición de ensayo, (g).

A: Área promedio inicial que será expuesta al medio corrosivo por cada condición de ensayo, (cm²).

D: Densidad del material, (g/cm³).
cm³ [Dúplex 2507 = 7,75 g/cm³]

t: Tiempo de exposición en horas, (h).

V_c: Velocidad de corrosión calculada con base en la ecuación establecida en la norma ASTM A262 –Práctica C, (mm/mes).

Las muestras se prepararon por las técnicas convencionales de desbaste y pulido. Para la observación de la microestructura se utilizó un microscopio marca Versmet-2 Unión 7761 y un Detector de EDS marca JEON modelo JSM-6390. Se utilizó como reactivo de ataque: 1g. de Bisulfito de Sodio (NaHSO₃) disuelto en 50 mL de agua (H₂O) destilada y 15mL de ácido clorhídrico (HCl) durante un tiempo de 50s aproximadamente.

RESULTADOS

Pérdida de peso y Velocidad de corrosión

Los resultados de la pérdida de peso W y

velocidad de corrosión V_c, son mostrados en la figura 2 y 3.

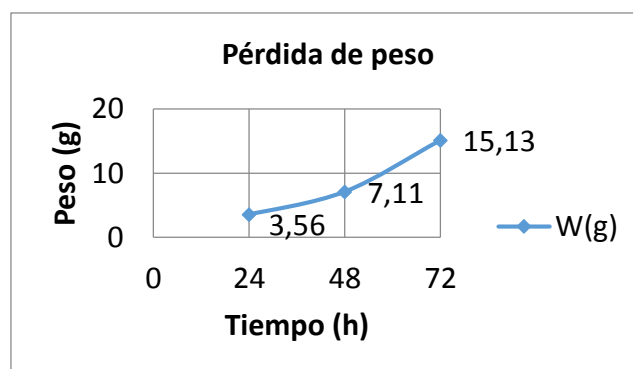


Figura 2.- Representación gráfica de la pérdida de peso (Castillo y Márquez, 2006)

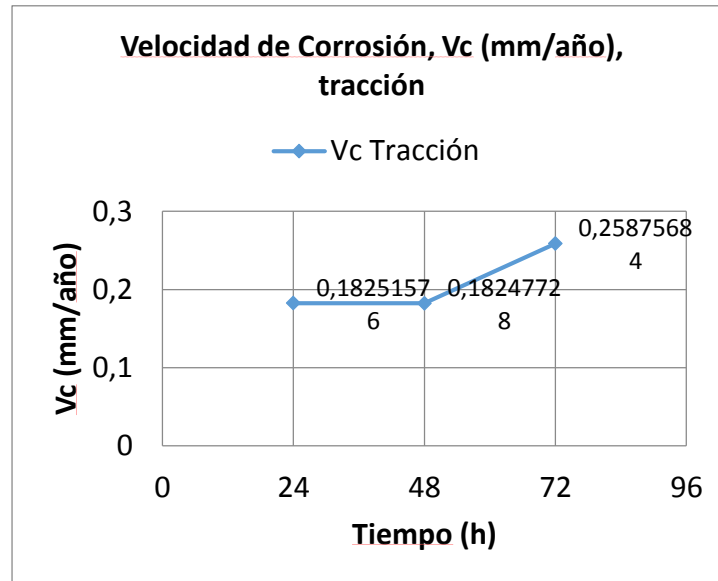


Figura 3.- Representación gráfica de la Velocidad de corrosión [Castillo y Márquez, 2006].

En la figura 2 se observa que a medida que aumenta el tiempo de exposición por inmersión del acero inoxidable dúplex en Ácido clorhídrico (HCl) al 5% de concentración a 65°C, se incrementa la pérdida de peso en las probetas de tracción, además, en la figura 3 se puede observar que la velocidad de corrosión aumentó en un 40% entre la condición de 48 y 72 horas, mostrando que la velocidad de corrosión aumento con el tiempo de exposición. Los valores obtenidos para el periodo de 24 a 48 horas fueron de 0,18 mm/año y para el tiempo de exposición más crítico fue de 72 horas fue de 0,26 mm/año aproximadamente. Estos valores se encuentran en el rango de clasificación buena (Fontana, 1987) demostrándose que el acero inoxidable dúplex presenta una buena resistencia a la corrosión por inmersión en ácido clorhídrico.

Propiedades mecánicas

En la tabla 2 se reportan los resultados de las propiedades mecánicas encontradas al realizar el ensayo de tracción. En la figura 2 se observa que el tratamiento térmico de sensibilización disminuye el esfuerzo máximo, de fluencia y de ruptura desde la condición original en un 3,16 %, 5,44% y 9,68% respectivamente. En los dos primeros casos no es una disminución significativa, pero para el caso del esfuerzo de ruptura disminuye casi en un 10% solo con la sensibilización. Desde la condición original hasta la condición final el esfuerzo máximo, de fluencia y de ruptura disminuyen en un 11,36 %, 11,16% y 19,16% respectivamente. Se puede concluir entonces que la propiedad más afectada es el esfuerzo de ruptura disminuyendo casi en un 20% durante todo el estudio, cabe destacar que la disminución durante la exposición al

medio corrosivo tiende a ser constante ya que esta tiene un porcentaje de variación menor al 10% la cual puede estar relacionada con imperfecciones en el material, además se observa una

recuperación de la resistencia mecánica en el periodo de 72 horas, esto puede ser sustentado con los cambios microestructurales ocurridos por el tratamiento realizado.

Tabla 2.- Propiedades mecánicas obtenidas de los ensayos de tracción para las diferentes condiciones de experimentación (Castillo y Márquez, 2016)

Condición	Esfuerzo Fluencia σ_{ys} , MPa	Esfuerzo Máximo $\sigma_{m\acute{a}x}$, MPa	Esfuerzo Ruptura σ_{rup} , MPa	Ductilidad %RA
Original	624	821	475	63,47
Sensibilizada	590	795	429	64,48
Inmersión en HCl por 24 H	571	746	382	69,63
Inmersión en HCl por 48 H	542	705	361	71,41
Inmersión en HCl por 72 H	550	732	409	72,35

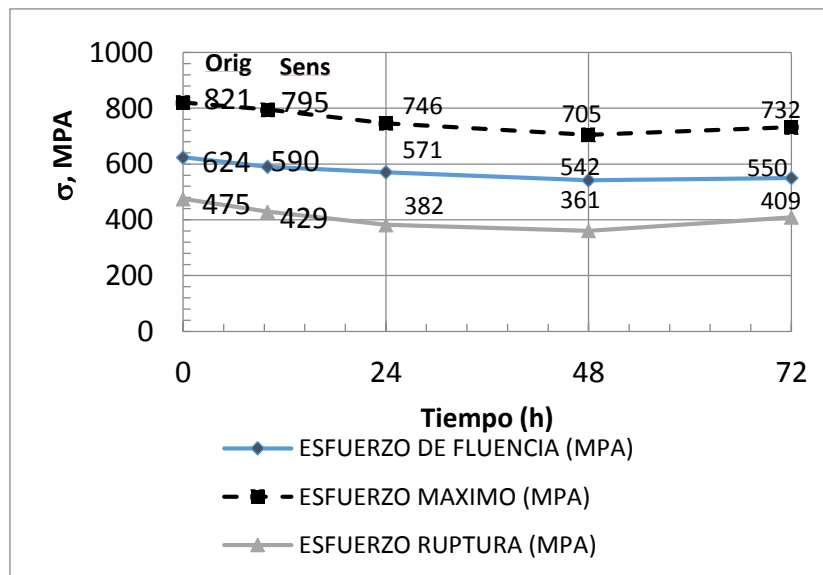


Figura 4.- Representación gráfica de la resistencia mecánica (Castillo y Márquez, 2016)

En la figura 4 se observa el comportamiento de la resistencia mecánica del material

evaluado a través del esfuerzo de fluencia, el esfuerzo máximo y el esfuerzo de ruptura

disminuyeron a medida que incremento el tiempo de inmersión en el ácido clorhídrico, la densidad de dislocaciones

disminuye, lo que se traduce en un ablandamiento del material.

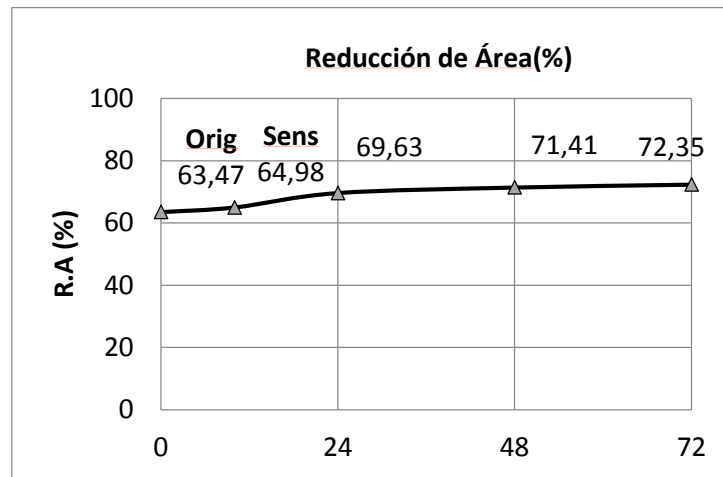


Figura 5.- Representación gráfica de la Ductilidad (Castillo y Márquez, 2016)

En la figura 5 se puede observar que el acero aumento su ductilidad, se ablando durante todo el estudio y que la ductilidad medida a través de la reducción de área fue incrementando de forma progresiva, desde la condición original a la condición final de 72 horas, el aumento de la reducción total del área fue de un 14 %, provocando el ablandamiento del acero inoxidable dúplex por la exposición al ácido clorhídrico.

Superficies de fractura

Las superficies de fractura de los ensayos de tracción para cada una de las condiciones estudiadas se encuentran en la figura 5, en todas las condiciones experimentadas el acero dúplex presento

un comportamiento dúctil y el mecanismo de fractura fue de coalescencia de cavidades, como puede ser observado en la figura 6.

Microestructura

En la figura 7 se puede observar la microestructura del acero dúplex SAF 2205 compuesta por matriz ferrítica con islas de austenita en todas las condiciones experimentadas se distinguen dos fases, una clara y otra oscura para la sección longitudinal. Se observan granos alargados en el sentido de laminación del material, la austenita es la que se encuentra con un relieve superior y la ferrita en un relieve inferior.

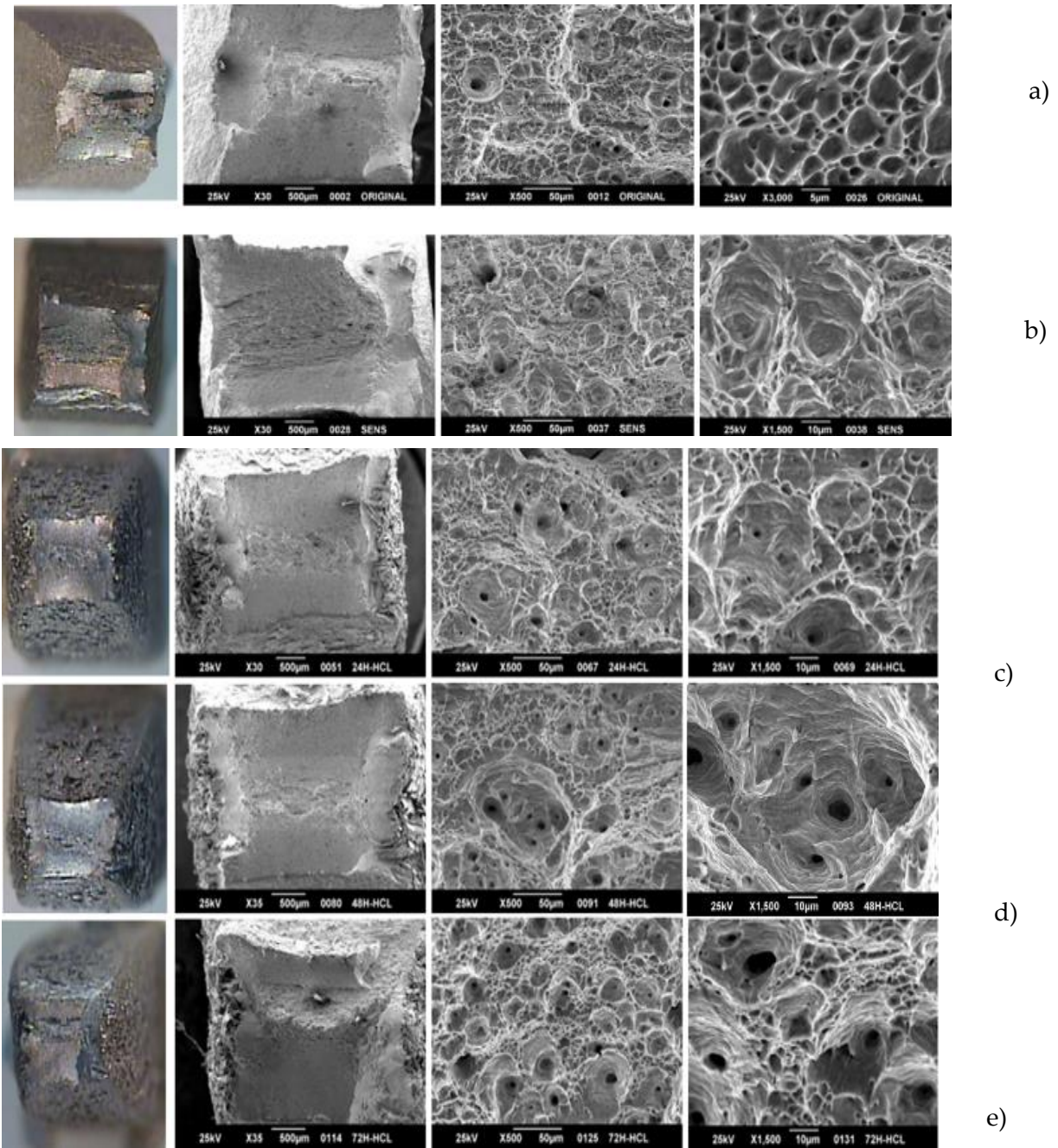


Figura 6.- Superficie de fractura de fractura de las condiciones a) condición original, b) condición sensibilizada a 675°C por una hora. Con tratamiento de sensibilización e inmersión en HCl por tiempos de c) 24, d) 48 y e) 72h (Castillo y Márquez, 2016)

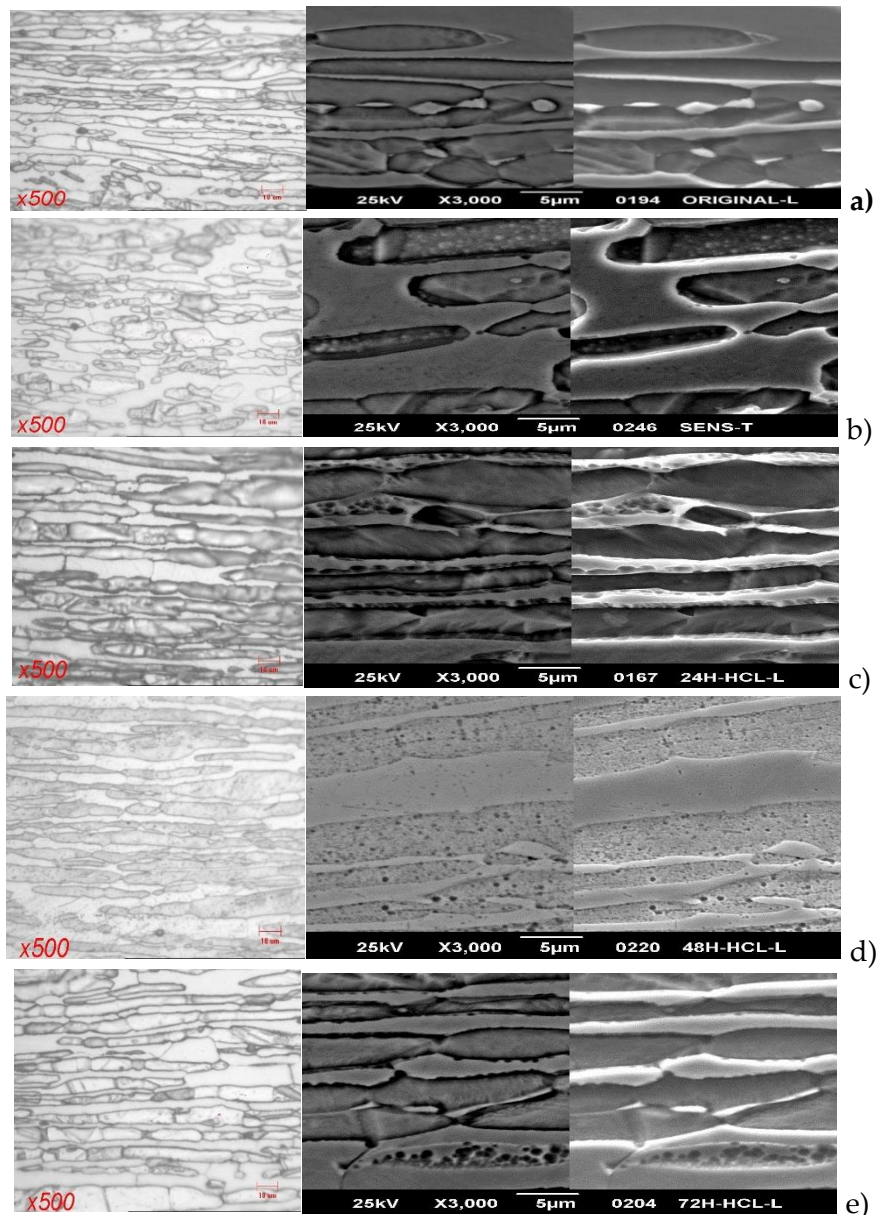


Figura 7.- Microestructuras del acero dúplex SAF 2205 a) condición original y b) condición sensibilizada a 675°C por una hora con tratamiento de sensibilización e inmersión en HCl por tiempos de c) 24, d) 48 y e) 72h (Castillo y Márquez, 2016).

Las imágenes de MEB de la izquierda fueron obtenidas por el método de electrones secundarios, las imágenes de la derecha obtenidas por el método de electrones retrodispersados. En la figura 7a se observa la condición original del acero

dúplex SAF 2205. En la figura 7b se observa la condición sensibilizada a 675 °C por una hora, donde se puede observar que no hubo precipitación de carburos, sin embargo se distingue la afectación de los granos de ferrita por el tratamiento térmico de

sensibilización. En la figura 7c se observa a través el deterioro microestructural a partir de la exposición al HCl de 24 h, donde se observó un mecanismo de corrosión por picadura, selectiva sobre los granos de ferrita, esta picadura es notable en los bordes de grano de la ferrita a partir de la condición de 24 horas. En las figuras 7d y 7e para exposición al HCl de 48h y 72 h se observa como aumenta la degradación y fraccionamiento de la fase ferrítica, en

donde los granos de ferrita alargados se empezaron a fraccionarse en granos más cortos. No se observó precipitación de carburos.

En la Figura 8 se puede observar picadura en los bordes de grano de la ferrita que se asemejan a los dientes de sierra, esto es producto de la degradación de la ferrita en los bordes de grano. Se ve el fraccionamiento de los granos de ferrita y la presencia de óxidos.

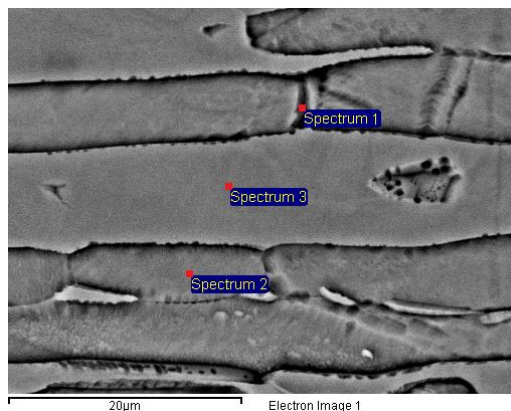


Figura 8.- Condición con tratamiento de sensibilización a 675° C por una hora e inmersión en HCl por 72 horas (Castillo y Márquez, 2016)

Del análisis por EDS realizado para la condición más crítica (ver tabla 3.), condición con tratamiento de sensibilización a 675° C por una hora e inmersión en HCl por 72 horas, la fase ferrítica presenta pérdida de cromo y además se puede observar que el límite de grano (spectrum 3) presenta óxido, también

se observa pérdida de cromo por migración hacia la austenita, a consecuencia del agotamiento de cromo y molibdeno en la ferrita, se produce la susceptibilidad al ataque intergranular (Arikan *et al.*, 2012), provocando la corrosión por picaduras selectiva de la ferrita.

Tabla 3. Análisis por EDS de la muestra Condición con tratamiento de sensibilización a 675° C por una hora e inmersión en HCl por 72 horas (Castillo y Márquez, 2016)

Punto	Detalle	%Cr	%Mn	%Fe	%Ni	%Mo	%Si	%O
Spectrum 2	Ferrita	21,94	1,91	66,24	6,58	2,90	0,43	-
Spectrum 3	Austenita	24,95	1,91	64,32	4,18	4,41	-	-
Spectrum 1	Borde de grano	23,01	1,69	62,84	4,45	4,26	0,64	3,11

CONCLUSIONES

Al evaluar la susceptibilidad a la corrosión de un acero inoxidable dúplex SAF 2205 expuesto a inmersión en Ácido clorhídrico (HCl) al 5% de concentración a 65°C, se determinó:

- Que a medida que aumento el tiempo de exposición del acero al ácido clorhídrico la velocidad de corrosión incremento, provocando la pérdida de resistencia mecánica a medida que aumentaba el tiempo de exposición al ácido clorhídrico.
- La ductilidad del acero aumentó provocando el ablandamiento del acero dúplex 2205 y demostrando que no se ve afectada por el medio corrosivo ni por el tratamiento térmico de sensibilización.

- La microestructura ferrítico -austenítica presento un deterioro de la fase ferrítica a medida que aumentaba el tiempo de exposición al ácido clorhídrico, mientras que la austenita permaneció intacta, es evidente que la ferrita actuó como ánodo de sacrificio.

- El acero inoxidable dúplex presento corrosión selectiva atacando principalmente a la ferrita y el mecanismo de corrosión fue por picadura.

- El tipo de fractura de las probetas de tracción observada por MEB es dúctil con un mecanismo de coalescencia de cavidades.

Referencias

- Arikan, M.E.; Arikan R. & Doruk, M. (2012). Determination of susceptibility to intergranular corrosion of UNS 31803 type duplex stainless steel by electrochemical reactivation method. *International Journal of Corrosion*, ID 651829, 1-14. DOI: <http://dx.doi.org/10.1155/2012/478508>
- ASTM E8 / E8M-16a (2016). *Standard test methods for tension testing metallic materials*. West

Conshohocken, PA, USA: ASTM International. DOI: http://dx.doi.org/10.1520/E0008_E0008M-16A

ASTM A262-02a (Reapproved 2008). *Standard Practices for Detecting Susceptibility to Intergranular Attack in Austenitic Stainless Steels*. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International.

- ASTM G31-72 (2004). *Standard practice for laboratory immersion corrosion testing of metals*. West Conshohocken, PA, USA: ASTM International.
- Castillo, J. & Márquez, J. (2016). *Evaluación de la susceptibilidad a la corrosión del acero dúplex 2205 expuesto al ácido clorhídrico (HCl)*. Tesis de pregrado. Universidad de Carabobo, Escuela de Mecánica. Venezuela.
- Calliari, I.; Zanesco, M. & Ramous, E. (2006). Influence of isothermal aging on secondary phases precipitation and toughness of a duplex stainless steel SAF 2205. *Journal of Materials Science*, 41(22), 7643-7649. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-006-0857-2>
- Fontana Mars G. (1987). *Corrosion Engineering, Tercera edición*. Internacional. Mc Graw Hill.
- Ghosh S. & Mondal S. (2008). High Temperature Ageing behavior of a duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 59(12), 1776-1783. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2008.04.008>
- López, N; Cid, M. & Puigali, M. (1999). *Influence of s phase on mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steels*. *Corrosion Science*, 41(8), 1615-1631. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0010-938X\(99\)00009-8](https://doi.org/10.1016/S0010-938X(99)00009-8)
- Pohl, M.; Storz, O. & Glogowski, T. (2008). Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. *Materials characterization*, 58(1), 65-71. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.03.015>
- Rodríguez, M.; Almagro, J.; Bonilla, J. & Valera, P. (2004). Cinéticas de transformación de fases a 850°C de aceros inoxidable dúplex clásicos (2205 y 2507) y de uno nuevo de bajo contenido en níquel y alto en manganeso (DBNi). *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*, 43(2), 237-242. Recuperado de: [http://boletines.secv.es/upload/20070308164518_43\[2\]237-242.pdf](http://boletines.secv.es/upload/20070308164518_43[2]237-242.pdf) DOI: <https://doi.org/10.3989/cyv.2004.v43.i2.511>
- Sáenz, L.; Hilders, O.; Hergueta, R. & Zabala, R. (2007). Estudio de un acero inoxidable dúplex Saf-2507 sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento a una temperatura de 850 °c por tiempos entre 1 hora y 48 horas. *Revista de la Facultad de Ingeniería de la U.C.V.*, 22(3), 21-30. Recuperado de: http://saber.ucv.ve/ojs/index.php/rev_fiucv/article/view/5423/5214
- Sáenz, L; Demoor, M.; Medina, J. & Méndez, J. (2013). Evaluación de la tenacidad de impacto del acero inoxidable dúplex SAF-2507 expuesto al ácido nítrico. *Ingeniería y Sociedad UC*, 8(2), 102-116. Recuperado de: <http://servicio.bc.uc.edu.ve/ingenieria/revista/index1.htm>

Autores

Laura Sáenz Palencia. Doctora en Ingeniería, Universidad de Carabobo. Profesora Departamento de Ciencias de la Energía y Mecánica, Sede Latacunga, Universidad de las Fuerzas Armadas, Ecuador.

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4944-3032>

E-mail: lasaenz@espe.edu.ec

José Castillo G. Ingeniero Mecánico, Universidad de Carabobo, Escuela de Ingeniería Mecánica, Venezuela.

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-7961-0068>

E-mail: jlcastilloalviz@gmail.com

Javier Márquez. Ingeniero Mecánico, Universidad de Carabobo, Escuela de Ingeniería Mecánica, Venezuela.

ORCID: <https://orcid.org/0000-0001-6489-4136>

E-mail: mmarquezjavier@gmail.com

Recibido: 07-07-2017

Aceptado: 16-12-2017