

Caracterización de un acero inoxidable dúplex SAF 2205 tratado térmicamente a 475 °C utilizando técnicas ultrasónicas y electroquímicas

E. Rodríguez^{a*}, A. Rivas^a, M. Suárez^b, W. González^a

^aDepartamento de Ciencias de los Materiales, Universidad Simón Bolívar, Caracas, Venezuela.

^bEscuela de Ingeniería Metalúrgica. Universidad Central de Venezuela, Caracas, Venezuela.

*Corresponding author, E-mail: eprato@usb.ve, phone: +58 212 9063930, fax: 58 212 9063931

Recibido: 02-08-2021 Aceptado: 01-09-2021

Publicado: 17-09-2021

RESUMEN

El presente estudio tiene como objetivo caracterizar microestructuralmente y evaluar el comportamiento de las variables acústicas de velocidad longitudinal y coeficiente de atenuación, de probetas provenientes de barras de acero dúplex SAF 2205, sometidas a tratamientos de envejecimiento a 475 °C. Se evaluó la resistencia a la corrosión de las probetas tratadas térmicamente y se comparó con la resistencia de la muestra de acero sin tratamiento térmico. El estudio contempló el análisis microestructural mediante microscopía óptica y electrónica de barrido y la evaluación ultrasónica a frecuencias de 3.5, 5 y 10 MHz. Finalmente, fueron sometidas a ensayos de corrosión y evaluadas nuevamente por ultrasonido convencional utilizando la técnica pulso eco de contacto. Los resultados de la evaluación ultrasónica muestran un aumento de la velocidad de la onda longitudinal, a medida que se incrementa el tiempo de tratamiento. Por otro lado, se reportan mediciones del coeficiente de atenuación para cada una de las probetas evaluadas, observándose el efecto de los cambios microestructurales que tienen lugar como consecuencia de los tratamientos térmicos. En cuanto a los ensayos de corrosión acelerada, en los ensayos de inmersión se apreció que éstos generaron daños en la microestructura de las probetas, al ocasionar picadura en los bordes de grano. Las curvas de polarización obtenidas para todas las muestras bajo estudio, no presentaron una zona de pasivación estable; presentando inestabilidad y rango de ruido en la zona pseudo-pasiva de la curva de polarización debido, posiblemente, a una corrosión selectiva en la microestructura del material.

Palabras claves: Acero inoxidable SAF 2205, ultrasonido, velocidad longitudinal, descomposición espinodal, corrosión.

Characterization of a duplex stainless steel type SAF 2205 heat treated at 475 °C using ultrasonic and electrochemical techniques

ABSTRACT

The present study aims to microstructurally characterize and evaluate the behavior of the longitudinal velocity acoustic variables and attenuation coefficient of samples from SAF 2205 duplex steel bars, after aging treatments at 475 °C. The corrosion resistance of the heat treated samples was evaluated and compared with the resistance of the steel without heat treatment. The study contemplated the microstructural analysis by optical and scanning electron microscopy and the ultrasonic evaluation at 3.5, 5, and 10 MHz frequencies. Finally, they were subjected to corrosion tests and evaluated again by conventional ultrasound using the pulse echo contact technique. The results of the ultrasonic evaluation show an increase in the longitudinal wave velocity as the treatment time increases. On the other hand, measurements of the attenuation coefficient are reported for each one of the evaluated samples, observing the effect of the microstructural changes that take place as a consequence of the thermal treatments. Regarding the accelerated corrosion tests, it was observed in the immersion tests that these generated damages in the microstructure of the samples, by causing pitting at the grain edges. The polarization curves obtained for all the samples under study, did not present a stable passivation zone. Presenting instability and noise range in the pseudo-passive area of the polarization curve, possibly due to selective corrosion in the microstructure of the material.

Keywords: Stainless steel SAF 2205, ultrasonic, longitudinal velocity, spinodal decomposition, corrosion.

INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidables dúplex son los más recientes en la familia de aceros inoxidables, se caracterizan por una estructura bifásica que consiste en cantidades

aproximadamente equitativas de ferrita y austenita. La fase ferrítica es la responsable del aumento de la resistencia mecánica, mientras la fase austenítica asegura la tenacidad, dureza y resistencia a la corrosión de la

aleación [1]. Para lograr este balance de fases, las composiciones del acero son ajustadas para obtener un equilibrio de fases a 1040 °C después del trabajo en caliente y/o recocido. El balance adecuado de Cr y Ni y de los altos niveles de N en este tipo de acero provee en este tipo de material una adecuada estabilidad de las fases ferrítica (α) y austenítica (γ). Por otro lado, el alto contenido de elementos aleantes promueve la precipitación de fases intermetálicas, que pueden incrementar o reducir las propiedades mecánicas. Esto se ve reforzado por la distribución diferente de los elementos aleantes en la fase ferrítica y austenítica [2,3].

Es por ello que, al ser tratados térmicamente a altas temperaturas, presentan cambios microestructurales originados por la formación de carburos, nitruros y una serie de fases intermetálicas, entre las que se encuentran las llamadas fases α' , σ , χ , R, G, π , y ϵ . La fase ferrita prima α' causa fragilización a 475 °C, motivado a una descomposición espinodal de la ferrita α en ferrita α rica en hierro Fe y ferrita prima α' rica en Cr en el rango de temperaturas de 300-550 °C. También, la formación de la ferrita prima α' es promovida por el proceso de nucleación y crecimiento de grano. Sin embargo, la aparición de esta fase origina en gran medida una caída en la resistencia al impacto del material [4]. Estudios previos de esta fase, han reportado que la ferrita prima α' , que se forma por medio de la descomposición espinodal de la ferrita α , es más frágil que la ferrita prima α' , que se forma por medio de nucleación y crecimiento de esta fase, dado que la primera es morfológicamente más fina que la segunda [5]. Numerosos estudios han considerado el efecto de la presencia de fases intermetálicas sobre las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión de los aceros dúplex, y los mismos se han llevado a cabo aplicando técnicas de evaluación destructiva y, en algunos casos, del tipo no destructiva, como metalografía en sitio. Se conoce que la precipitación de fases intermetálicas en los aceros dúplex tiene un efecto adverso sobre las propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión. La presencia de

la fase sigma σ , ferrita prima α' , chi χ y R afectan la tenacidad al impacto, aunque σ es la que precipita en grandes cantidades y, por consiguiente, es una de las más perjudiciales. La presencia de pequeñas fracciones de fases intermetálicas en el acero, afecta la tenacidad al impacto, fragilizándose significativamente cuando la presencia alcanza un 10% [4]. Una técnica que permite cuantificar la cantidad de α ferromagnética que se descompone por efecto del tratamiento térmico particularmente por debajo de los 600 °C, es la técnica Feroplug; esta técnica patentada por Lai y col. [6], permite cuantificar el contenido de α en el acero por debajo de esta temperatura. No obstante, por encima de los 600 °C la α se descompone casi totalmente en γ_2 (austenita secundaria) y fase σ , por lo que la efectividad del método es casi nula, debido a la poca cantidad de α [7]. En otras aplicaciones, que involucran el estudio de la integridad de componentes de este tipo de acero, las técnicas de evaluación no destructiva constituyen una herramienta indispensable en la detección y evaluación de fallas que se presentan durante las condiciones de servicio. Uno de los métodos más utilizados de evaluación no destructiva, es la técnica ultrasónica, particularmente en la inspección de todo tipo de piezas con defectos. No obstante, las características microestructurales de este tipo de acero influyen notablemente en estos resultados, generando altos niveles de ruido, así como también, una altísima atenuación en la señal ultrasónica, lo que dificulta la detección exacta de discontinuidades en el componente. Otro aspecto a considerar es, que la técnica ultrasónica puede ser utilizada en la caracterización de este tipo de material. La velocidad de la onda propagada y las pérdidas de energía producto de la interacción con la microestructura, son dos de los parámetros más comúnmente utilizados por esta técnica en la caracterización de materiales [8,9]. Estudios recientes llevados a cabo por Rodríguez y col. [10,11], han permitido evaluar el comportamiento de las variables ultrasónicas de muestras de acero dúplex SAF 2205

tratadas térmicamente a 875 °C y 950 °C, con el fin de promover y disolver la presencia de la fase sigma. Los estudios reportaron un incremento de la velocidad de la onda longitudinal a medida que se promueve la formación de fase sigma, así como una tendencia a la disminución a medida que ésta se disuelve. Así mismo, reportaron las mediciones del coeficiente de atenuación para cada una de las probetas evaluadas, mostrándose el efecto de los cambios microestructurales que tienen lugar como consecuencia de los tratamientos térmicos. Macedo y col. [12], por su parte han realizado este tipo de estudio en muestras de aceros dúplex que han sido tratadas entre los 425-475 °C. Sus resultados permitieron evaluar la formación de α' , determinando que las variaciones de la velocidad ultrasónica están relacionadas con el incremento de la dureza del material, producto de las transformaciones de fase.

La mayoría de los estudios realizados en aceros dúplex, describen el efecto de la aparición de fases intermetálicas en el intervalo de temperatura entre 600-1000 °C. No obstante, muy pocos han considerado el estudio a bajas temperaturas.

Trabajos recientes han mostrado interés en este tema, dado las implicaciones que a nivel industrial conlleva el tratamiento de estos aceros entre los 300-525 °C, sobre sus propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión [12]. En el presente estudio, se utilizará el método de inspección ultrasónica convencional para evaluar el comportamiento de los parámetros ultrasónicos, y de esa forma caracterizar un acero dúplex 2205 sometido a tratamiento térmico de 1 a 4 horas, con el fin de generar la formación de la fase ferrita prima (α') en su microestructura. Dichos estudios pretenden correlacionar los cambios microestructurales con las señales ultrasónicas y por medio de este análisis comprobar la utilidad de la evaluación ultrasónica convencional como método de inspección. Así mismo, se evaluó la resistencia a la corrosión de cada una de las probetas estudiadas a fin de establecer el efecto de la posible formación de fase α' .

MATERIALES Y MÉTODOS

El material estudiado es un acero dúplex comercial SAF 2205 (UNS32750), en forma de barra cilíndrica maciza de 5 cm de diámetro, suministrado por la empresa SANDVIK de Venezuela. La composición química del acero está detallada en la Tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero dúplex SAF-2205 (% en peso).

Cr	Ni	Mo	Mn	Si	S	C	P
22.5	5.50	3.20	2.00	1.00	0.015	0.03	0.03

En el estudio, se sometió un grupo de muestras a un tratamiento térmico de envejecimiento a 475 °C por diferentes intervalos de tiempo entre 1 y 4 horas, seguido de un enfriamiento en agua a temperatura ambiente, a fin de promover los cambios en la fase ferrítica. El horno utilizado en cada una de estas etapas, fue un horno marca Linn ElektroTherm.

Todas las muestras estudiadas fueron previamente preparadas metalográficamente de acuerdo a la norma ASTM E3-01 [13]. El estudio permitió caracterizar la evolución microestructural en función de los tiempos de tratamiento por medio de microscopía óptica, en un microscopio marca Olympus, modelo PMG3 equipado con un sistema de captura de imágenes Olympus PM-20 y por microscopía electrónica de barrido (MEB), en un microscopio electrónico de barrido marca HITACHI S2400. Para el ataque químico se utilizó una solución de NaOH al 20%. El ataque se realizó por vía electrolítica, utilizando una diferencia de potencial de 6 V por un tiempo de 20 segundos. La evaluación ultrasónica por contacto directo se llevó a cabo utilizando un detector de fallas Krautkramer USN-58L, transductores de 0.25" de haz normal y frecuencias de 3.5, 5 y 10 MHz. El estudio se realizó sobre la cara frontal de las probetas, utilizando glicerina como acoplante. La velocidad de propagación de la onda ultrasónica longitudinal se determinó por medio de la diferencia del tiempo de arribo de la señal registrada

en el detector ultrasónico, considerando para ello dos ecos sucesivos en la evaluación de cada una de las probetas. El coeficiente de atenuación en cada una de las probetas se determinó en base a la comparación de las amplitudes de los ecos de fondo. Los ensayos electroquímicos se realizaron según el procedimiento indicado en la norma ASTM G5-14 [14], en una celda universal aireada, las probetas fueron ensayadas en una solución electrolítica de NaCl al 3.5%. Los ensayos se realizaron en un equipo potenciostato-galvanostato de marca ACM INSTRUMENT, como electrodo de referencia se utilizó un electrodo de Calomel saturado (SCE) y varillas de grafito como contra electrodo, empleando una velocidad de barrido de 29.549 mV/min. El ensayo correspondiente para determinar la susceptibilidad del material a sufrir corrosión por picadura, se realizó de acuerdo a la norma ASTM G48-03 [15].

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Microscopía óptica

En la Figura 1 se muestra la microestructura del acero SAF 2205 en estado de entrega. La microestructura corresponde a una estructura bifásica, donde la zona más oscura representa a la fase ferrítica (α) y la más clara representa a la fase austenítica (γ).

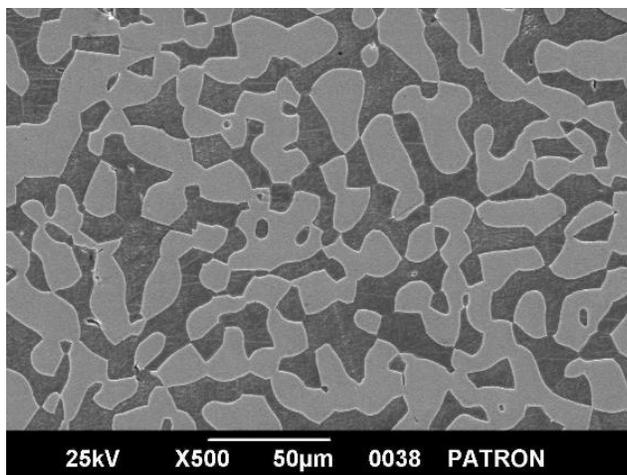


Fig. 1. Micrografía obtenida por MEB de la muestra de acero SAF 2205 sin tratamiento térmico.

La fracción de área determinada mediante metalografía óptica cuantitativa, reporta un $(48\pm 1\%)$ de fase ferrita y un $(52\pm 1\%)$ de fase austenítica. Ambas fases muestran una distribución uniforme en la microestructura.

En la Figura 2, se presentan las micrográficas representativas de la evolución microestructural de las muestras una vez sometidas al tratamiento de envejecimiento a $475\text{ }^{\circ}\text{C}$.

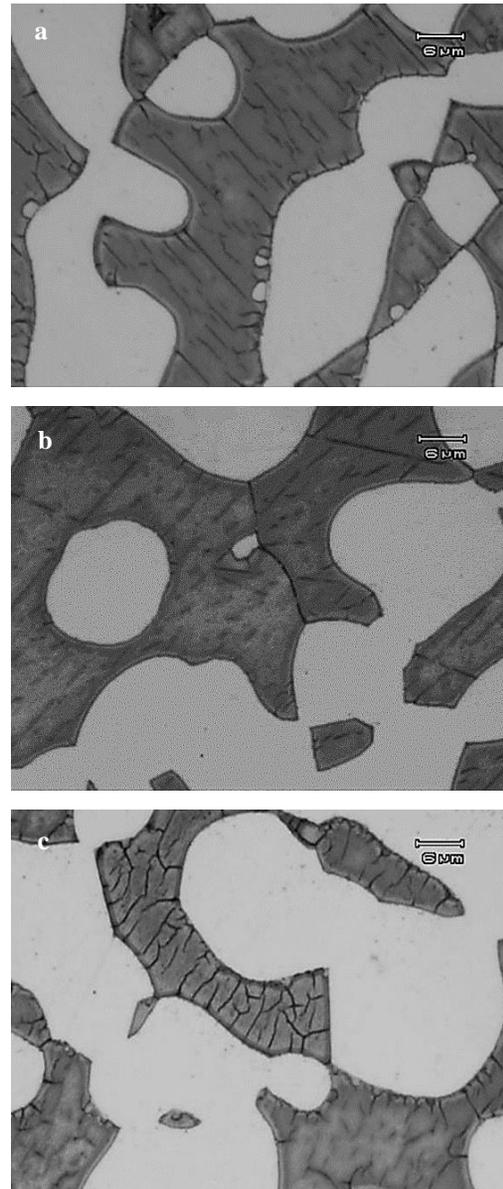


Fig. 2. Micrografía de las probetas tratadas a $475\text{ }^{\circ}\text{C}$ durante: (a) 1 h, (b) 2 h, y (c) 3 h, visualizándose en cada una de ellas un engrosamiento a lo largo de los bordes de grano, que se hace más evidente en la probeta tratada por 3 h.

En la Figura 2a, a 1 h de tratamiento se comienza a observar un cambio significativo en la morfología interna de la fase ferrita mostrando zonas altamente contrastadas más oscuras que se visualizan en forma semejante a grietas, a medida que aumenta el tiempo de tratamiento a lo largo de esta fase, así como también se aprecia un engrosamiento a lo largo de los bordes de grano (ver figuras 2b y 2c).

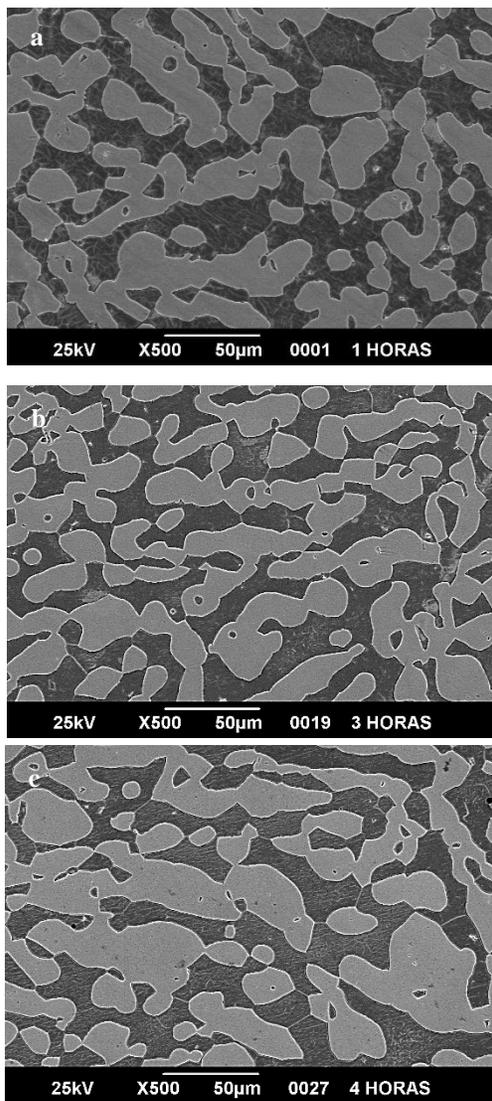


Fig. 3. Micrografía en MEB de las probetas tratadas a 475 °C, durante: (a) 1 h, (b) 3 h y (c) 4 h, visualizándose a lo largo de la ferrita zonas altamente contrastadas.

La Figura 3 muestra las micrografías obtenidas por MEB de cada una de las probetas tratadas térmicamente por 1 h, 3 h y 4 h. En la misma, se evidencian las zonas

altamente contrastadas o brillantes en forma semejantes a grietas a lo largo de la fase ferrita, las cuales se hacen más evidentes en las probetas tratadas por 1 h, disminuyendo a medida que aumenta el tiempo de tratamiento. El aspecto brillante de estas zonas confirma la descomposición espinodal de la ferrita en ferrita rica en Cr (α'), que se da a esta temperatura [16].

La Figura 4 muestra la fracción de área determinada mediante metalografía óptica cuantitativa de cada una de las probetas tratadas a 475 °C. En la misma, se observa que a 1 h ocurre una leve variación del porcentaje de fases presentes. El aumento de la fracción de área de la ferrita se debe, probablemente al incremento del tamaño de grano ferrítico de $12.97 \pm 2.93 \mu\text{m}$ en la probeta sin tratar, a $14.90 \pm 2.45 \mu\text{m}$ en la muestra tratada durante 1 h.

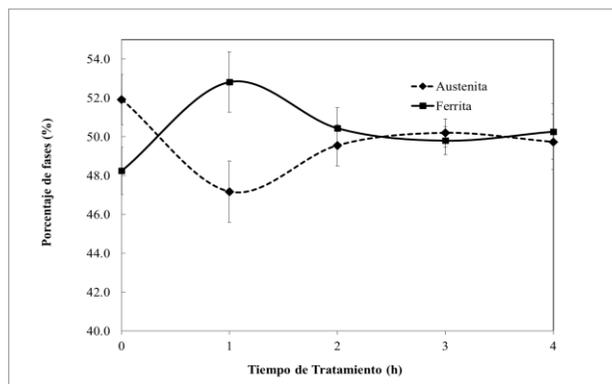


Fig. 4. Evolución de las fases α y γ presentes en las muestras tratadas a 475 °C.

Las Figuras 5 y 6 muestran las micrografías obtenidas por medio de MEB de las probetas tratadas a 475 °C por 1 h. En las mismas se visualizan la presencia de las zonas altamente contrastadas o brillantes dentro de la fase α . Los EDS de cada una de las regiones revelan los valores característicos de las fases ferrita y austenita en la microestructura y que coinciden con los valores reportados por la literatura [16, 17]. En general, se aprecia como la fase ferrítica posee altos contenidos de Cr y Mo y la fase austenítica altos contenidos de Ni. Por otra parte, en la ferrita y en las zonas contrastadas se observa una leve variación del Fe y del Cr, destacando así zonas enriquecidas de Cr y empobrecidas de Cr.

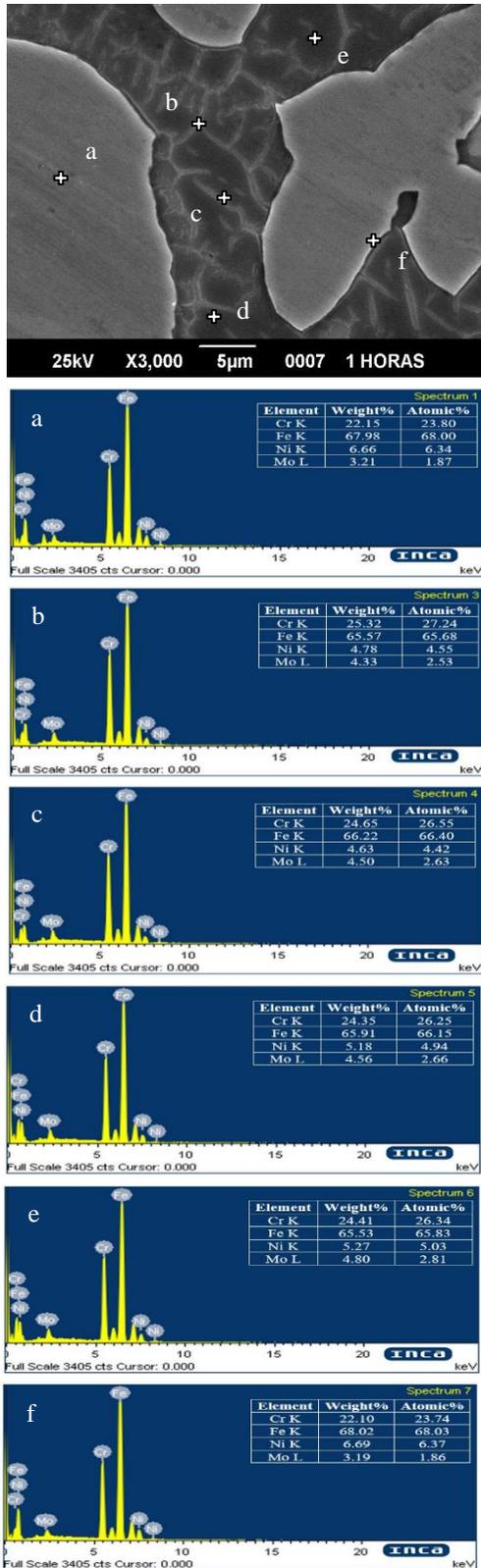


Fig. 5. Micrografía obtenida por MEB a 3000X de una muestra de acero SAF 2205 tratada a 475 °C por 1 h y análisis EDX de las fases presentes.

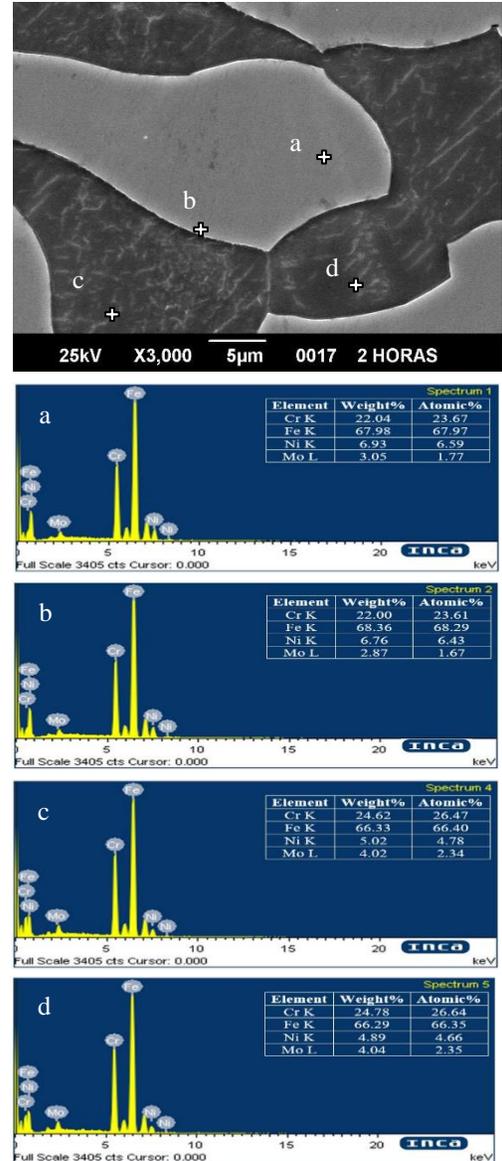


Fig. 6. Micrografía obtenida por MEB a 3000X de una muestra de acero SAF 2205 tratada a 475 °C por 2 h y análisis EDX de las fases presentes.

De esta forma, se aprecia como en las zonas contrastadas el cromo alcanza un porcentaje en peso cercano al 25.32% y en el resto de la ferrita disminuye hasta un 22%. Esta variación del porcentaje en peso del Cr que se presentan en la fase ferrita, se puede asociar al proceso de difusión del Cr causado por la descomposición espinodal de la α en α' [4,16]. Por su parte, los resultados obtenidos a 2 h y 4 h revelan que las zonas de la ferrita altamente contrastada presentan un contenido de hierro y cromo muy similar a las de la muestra tratada por 1 h. Así mismo, se aprecia

que en la interfase ferrita austenita, la fracción de molibdeno disminuye apreciablemente en comparación con otras zonas de la microestructura (Fig. 6b), lo cual podría traer como consecuencia una reducción significativa en la resistencia a la corrosión por picadura en estas regiones [4,16].

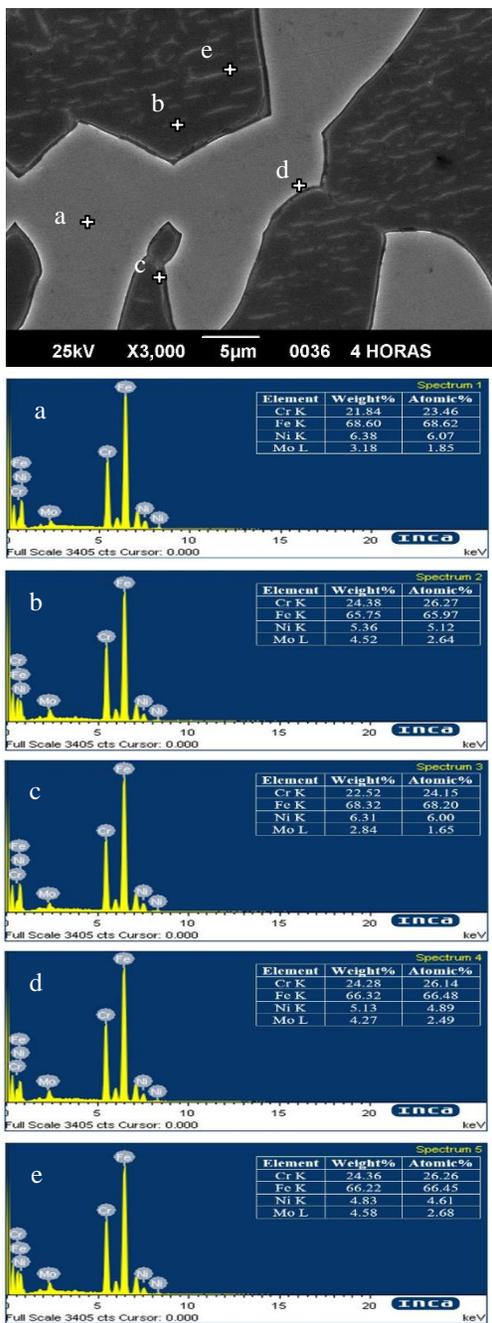


Fig. 7. Micrografía obtenida por MEB de una muestra de acero SAF 2205 tratada a 475 °C por 4 h y análisis EDX de las fases presentes.

La presencia de zonas altamente contrastadas o brillantes y que se asemejan a grietas en las regiones ferríticas, confirman el efecto del tratamiento térmico a 475 °C en este tipo de acero. Durante la descomposición espinodal hay un desarrollo gradual de fluctuaciones composicionales a lo largo de la ferrita, lo que conduce a una estructura binaria α y α' , tal como reporta en sus estudios Hatterstrand y col. [5]. Estas regiones ricas en cromo resisten el ataque electroquímico, lo cual se aprecia como zonas muy brillantes en cada una de las micrografías de las Figuras 5, 6 y 7, obtenidas por MEB.

Evaluación ultrasónica: Mediciones de velocidad y coeficiente de atenuación

En la Figura 8 se muestran las medidas de la velocidad de la onda longitudinal y del coeficiente de atenuación en función del tiempo de tratamiento térmico de las probetas.

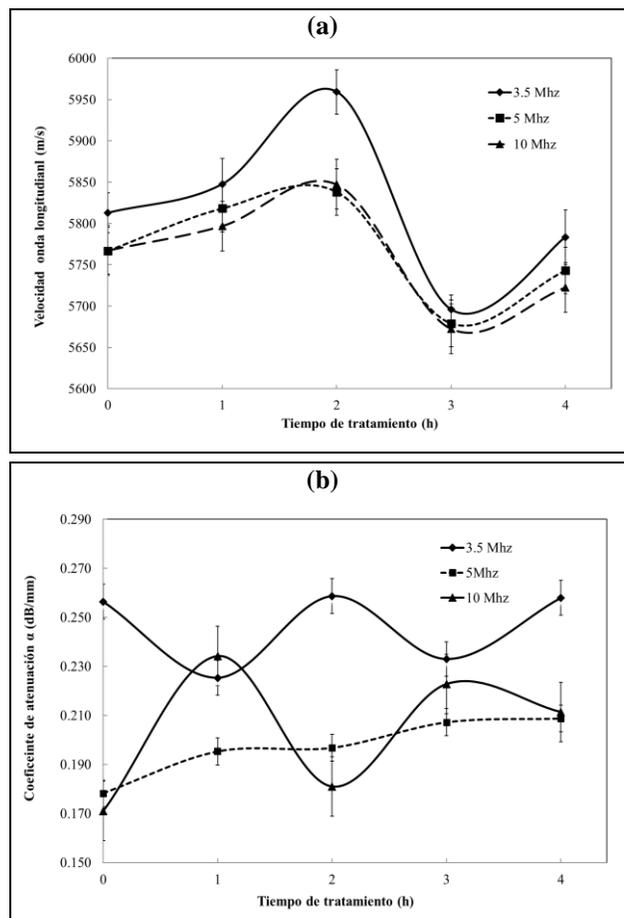


Fig. 8. (a) Velocidad de la onda longitudinal y (b) coeficiente de atenuación, en función del tiempo de tratamiento a 475 °C.

Para cada una de las frecuencias utilizadas (3.5, 5 y 10 MHz) los resultados obtenidos muestran un incremento de la velocidad longitudinal hasta 2 h de tratamiento térmico para cada una de las frecuencias y un descenso desde este tiempo hasta 4 h, intervalo en que se aprecia una disminución de la proporción de ferrita. Este aumento de la velocidad podría estar relacionado con el incremento de la proporción de la fase ferrita y los cambios que se generan en la misma por la aparición de ferrita prima, los cuales son más significativos en las dos primeras horas de tratamiento. Es así como este incremento de la velocidad ultrasónica longitudinal, es atribuido al incremento del módulo de elasticidad de la matriz posiblemente por la formación de ferrita prima. Este tipo de comportamiento corrobora lo previamente reportado en otros estudios, los cuales han evaluado y correlacionado la velocidad de la onda longitudinal con los cambios microestructurales principalmente por la presencia precipitados intermetálicos en diferentes tipos de aceros. Entre estos trabajos se destacan los desarrollados por Jayakumar y col. [18], durante la precipitación de γ' , y Kumar y col. [19] en aceros ferríticos 9Cr-1Mo con la precipitación de finos precipitados de Cr_2N y Fe_2Mo y Rodríguez y col. [10,11] durante la precipitación de la fase sigma a $875\text{ }^\circ\text{C}$ y los de Trocoli y col. a $750\text{ }^\circ\text{C}$ [20].

En lo que respecta al coeficiente de atenuación se observan variaciones que dependen del palpador y que coinciden con los cambios microestructurales consecuencia del tratamiento térmico, estas fluctuaciones podrían deberse a pérdidas de energía principalmente por dispersión de la onda producto principalmente a los cambios que ocurren dentro de la ferrita por la posible aparición de ferrita prima a lo largo de la misma.

Ensayos de corrosión: Evaluación electroquímica

En la Figura 9, se observan las curvas de polarización potenciodinámicas obtenidas para muestras de acero SAF 2205 sin tratar y tratadas térmicamente a $475\text{ }^\circ\text{C}$, con tiempos de tratamiento de 1 h, 2 h, 3 h y 4 h, en una

solución de NaCl al 3.5%. Los potenciales de corrosión (E_{corr}), densidades de corrientes de corrosión (i_{corr}) y resistencia a la polarización (R_p) obtenidos de las curvas se muestran en la Tabla 2. En la Figura 9, se puede observar que el comportamiento de las curvas es muy similar entre sí.

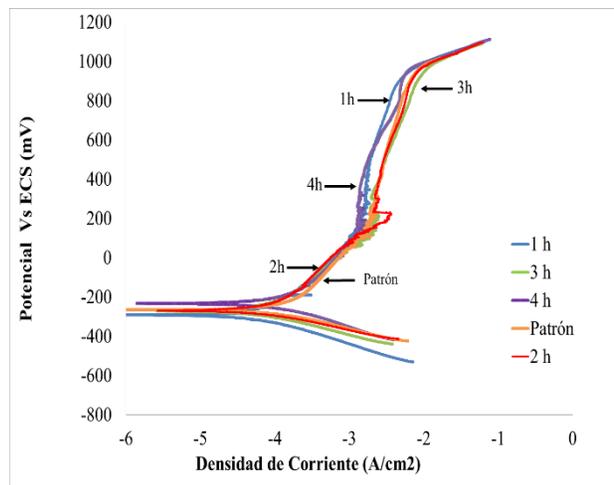


Fig. 9. Curvas de polarización potenciodinámicas de muestras de acero SAF-2205, tratadas térmicamente a $475\text{ }^\circ\text{C}$ a diferentes tiempos, ensayadas en una solución de 3.5% NaCl.

Tabla 2. Valores obtenidos durante ensayo de polarización electroquímica

Probeta	E_{corr} (mV vs ECS)	i_{corr} (mA/cm ²)	$R_p \times 10^{-6}$ ($\Omega \cdot \text{cm}^2$)
Patron	-260	180	3.4
1 h	-300	105	1.24
2 h	-265	85	5.85
3 h	-270	90	5.10
4 h	-220	96	4.27

Sin embargo, la muestra tratada térmicamente por 4 h es la que presenta el potencial de corrosión más noble (-220 mV vs ECS), mientras que la muestra con el potencial más negativo es la tratada térmicamente a 1 h, lo cual significa que la misma presenta una menor resistencia a la corrosión en el medio de estudio. Todas las curvas presentan una zona de inestabilidad en la corriente entre 0-300 mV, probablemente debido a la disolución preferencial de una fase (corrosión microgalvánica) y/o por la formación de picaduras metaestables.

Cuando las muestras alcanzan un valor de potencial de 300 mV vs ECS, se observa poca variación de la densidad de corriente con el incremento del potencial hasta los 1000 mV, lo cual se debe probablemente a la formación de la capa de óxido (pseudopasivación). La película en todas las condiciones, se rompe alrededor de los 1000 mV vs ECS, lo que se debe probablemente al cambio de estado de oxidación que presenta la capa formada.

De acuerdo a los valores mostrados en la Tabla 2, se puede notar que la variación de los tiempos de tratamiento térmico estudiados no afecta en gran medida los valores de densidad de corriente de corrosión entre las muestras tratadas, pero si logran disminuir entre un 47-52% los valores de densidad de corriente de corrosión, con respecto a la muestra sin tratamiento térmico. De los resultados obtenidos en cuanto a la resistencia a la polarización, las muestras con menor resistencia son las tratadas a 1 h, lo cual concuerda con las micrografías obtenidas donde se puede observar el ataque localizado en los límites de grano y presencia de pequeñas picaduras tal como se muestra en la Figura 10b.

De acuerdo a la micrografía de la muestra corroída de acero SAF-2205 sin tratamiento térmico (Figura 10a), se puede observar un ataque selectivo de la fase ferrítica (α), lo esperado según estudios que han reportado que la fase α es electroquímicamente más activa que la fase austenítica (γ) [21]. En el caso de las muestras tratadas a 1 hora (Figura 10b), se observa una mayor disolución en los bordes de grano y la presencia de pequeñas picaduras, esto probablemente sea debido a la formación de la fase ferrita prima (α').

Este comportamiento coincide con lo observado en trabajos previos, en donde la aparición de las fases σ y χ , promueven este tipo de corrosión localizada en este tipo de aceros [21]. En el caso de las muestras tratadas a 475 °C con tiempo de tratamiento de 2 h (Fig. 10c), se puede observar que disminuye notablemente el ataque corrosivo en los bordes de grano y se tiene la presencia de algunas picaduras incipientes, se podría decir que a estos

tiempos de tratamiento térmico disminuye la posibilidad de formarse α' .

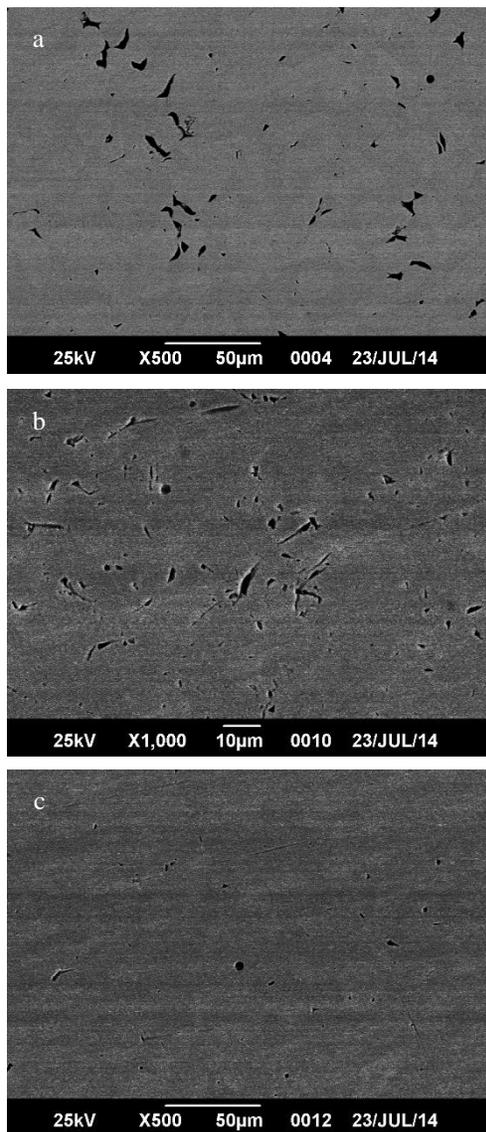


Fig. 10. Micrografías obtenidas mediante la técnica de Microscopía Electrónica de Barrido de las muestras de acero SAF-2205 tratadas térmicamente Sin Tratar (a), 1 h (b) y 2 h (c) a 475 °C, sometidas a ensayos de corrosión a 3.5% NaCl.

Mientras que en las muestras tratadas a 3 h y 4 h no se apreció presencia de ataque en los límites de grano, pero se observó la presencia de algunas picaduras, lo que probablemente se puede atribuir a la transformación de la fase α' a medida aumenta el tiempo de tratamiento térmico. Además, se encontró una disminución de los porcentajes de molibdeno, por lo que la aleación pudiera

ser en esta condición más susceptible a sufrir de corrosión por picadura (Fig. 6b).

Corrosión por Picadura

Con el objetivo de evaluar la resistencia a la corrosión por picadura de las muestras de acero SAF 2205 tratadas térmicamente, se realizaron ensayos de inmersión, en una solución de cloruro férrico al 6%, por un periodo de tiempo de 72 horas, según la norma ASTM G48-03 [15]. Las Figuras 11 y 12 (a-c), muestran la microestructura de cada una de las probetas ensayadas.

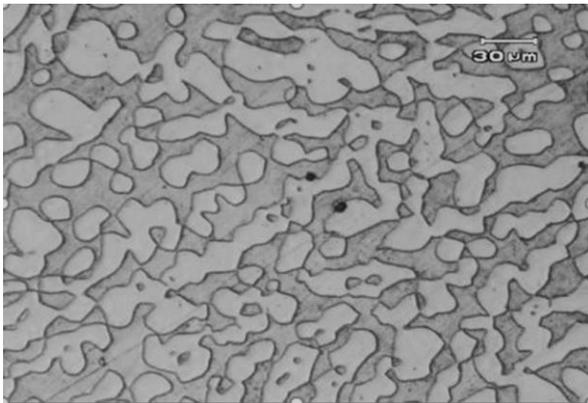


Fig. 11. Microestructura de la probeta Patrón de acero SAF-2205 sometida al ensayo de inmersión según norma ASTM G 48-03.

En general, en las muestras ensayadas se aprecia un engrosamiento de los bordes de grano por efecto del tratamiento térmico (Fig. 12), a medida que se aumenta el tiempo de tratamiento térmico el engrosamiento es mayor. Se puede apreciar daño localizado en los bordes de grano, lo que hace suponer que con el tratamiento térmico aumenta la susceptibilidad del acero a sufrir corrosión por picadura.

La disminución de la resistencia a la corrosión localizada de esta aleación, particularmente alrededor de los bordes de grano, se debe probablemente a que en estas regiones se presentó una disminución de molibdeno y cromo en la fase ferrita, como se puede observar en la Figura 6b. La muestra tratada térmicamente a dos horas presentó mayor daño de corrosión localizada en los bordes de grano, lo

cual podría estar asociado a una mayor presencia de α' en este tiempo de tratamiento.

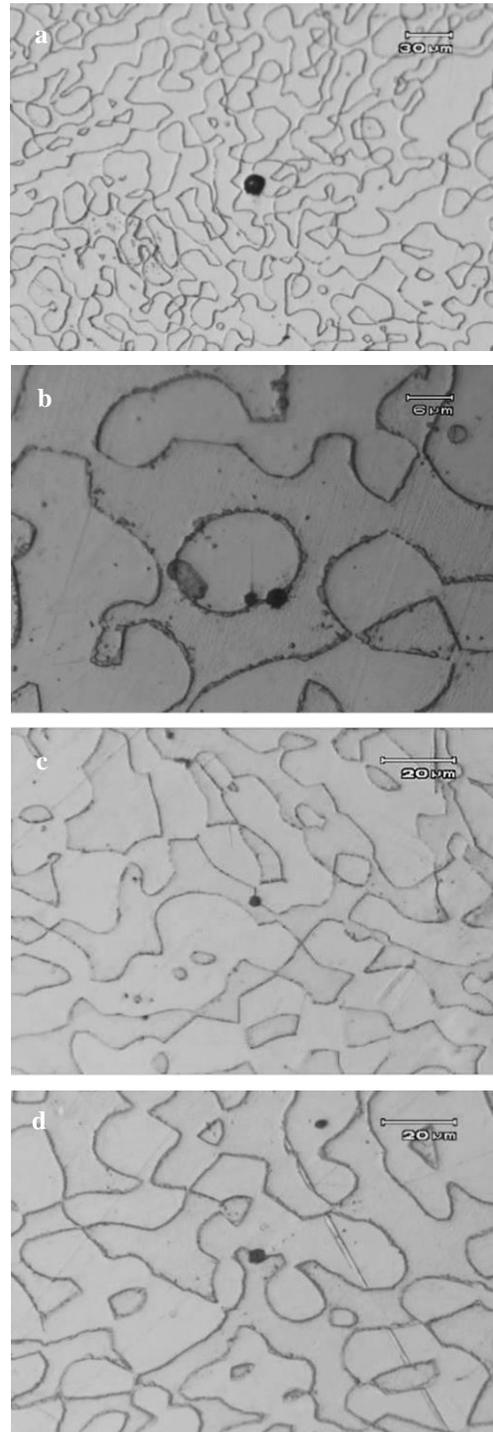


Fig. 12. Microestructura de las probetas de acero SAF-2205 tratadas térmicamente por: (a) 1 h, (b) 2 h, (c) 3 h, y (d) 4 h, sometidas al ensayo de inmersión según norma ASTM G 48-03.

Mientras que las muestras tratadas a 3 h y 4 h presentaron menor daño en los bordes de grano, lo cual se podría atribuir a una menor fluctuación en la composición de la fase ferrita.

CONCLUSIONES

La evaluación microestructural muestra un leve incremento de la fracción de la fase ferrita de hasta un $4\pm 2\%$ a 1 h de tratamiento. Así mismo, se observa a lo largo de la ferrita zonas altamente contrastadas que se asemejan a grietas oscuras en microscopía óptica y con un aspecto muy brillante a través de MEB, que podrían estar relacionadas con la formación de ferrita prima (α') y cuya presencia disminuye a medida que se incrementa el tiempo de tratamiento. La presencia de las mismas, podría atribuirse al desarrollo gradual de fluctuaciones composicionales que se generan en este rango de temperatura y que conducen a una estructura binaria α y α' . Los estudios realizados por MEB confirmaron la leve variación de la composición, principalmente de Fe y Cr dentro de la fase ferrita, así como una disminución del porcentaje de Mo a lo largo de la interfase α - γ .

En lo que respecta a la evaluación ultrasónica, las mediciones de velocidad de onda longitudinal en aceros dúplex muestran un incremento a medida que aumenta la fracción de fase ferrita en la microestructura del material, desde 5750 hasta 5900 m/s. Entre 3-4 horas de tratamiento se observa una disminución de la velocidad que coincide con la reducción de la proporción de fase ferrita en el material y la tendencia de la fase a liberar tensiones y estabilizarse en una fracción cercana al 50%. El coeficiente de atenuación muestra variaciones que dependen de la frecuencia del palpador y que coinciden con los cambios microestructurales consecuencia del tratamiento térmico. Dicha atenuación proviene de la dispersión de la onda como consecuencia de la aparición de la fase ferrita prima (α') en la microestructura del material y el cambio observado en el interior de la ferrita.

De los resultados de ensayos electroquímicos, se pudo evidenciar dos tipos de corrosión: corrosión microgalvánica y corrosión localizada. Las micrografías

confirman un ataque localizado de la fase ferrítica (α), lo cual se asocia a que la fase α es electroquímicamente más activa que la fase austenítica (γ). En las muestras tratadas a 2 h se aprecia una mayor disolución en los bordes de grano y la presencia de pequeñas picaduras, lo que podría deberse principalmente a la formación de ferrita prima (α'). El ataque microgalvánico disminuye con los tiempos de tratamiento térmico, así como también la resistencia a la corrosión por picadura, debido probablemente a la disminución de molibdeno en los bordes de grano. Los resultados de los ensayos de resistencia a la corrosión por picadura de las muestras tratadas térmicamente, evidenciaron daños principalmente en los bordes de grano, debido a la disminución de molibdeno y cromo.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Laboratorio E de la Universidad Simón Bolívar y al Laboratorio de Electroquímica y Corrosión de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Central de Venezuela. Así mismo, a SANDVIK de Venezuela por suministrar, en calidad de donación, el material bajo estudio.

REFERENCIAS

- [1] Dobrzanski L.A., Brytan Z., Actis-Grande M., Rosso M. (2007) "Properties of duplex stainless steels made by powder metallurgy" *Arch. Mater. Sci. Eng.* 28(4): 217-223.
- [2] ASM Speciality Handbook. (1994) "*Stainless Steels*" Davis J.R. (Ed.) Ohio USA ASM International.
- [3] Pohl M., Storz O., Glogowski T. (2007) "Effect of intermetallic precipitation on the properties of duplex stainless steel" *Mater. Charact.* 58(1):65-71.
- [4] Karlsson L. (1999) "*Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steels and weld metals: metallurgy, influence on properties, welding and testing aspects*" New York, Welding Research Council bulletin, pp. 1-20.
- [5] Hättestrand M., Larsson P., Chai G., Nilsson J-O., Odqvist J. (2009) "Study of decomposition of ferrite

- in a duplex stainless steel cold worked and aged at 450-500 °C” *Mater Sci Eng A*. 499(1):489-492.
- [6] Lai J.K.L., Shek C.H., Duggan B.J. (1992) “The transformation characteristics of ferrite in a cast of duplex stainless steel and its applications in temperature measurement” *Mater at High Temp*. 10 (1):60-62.
- [7] Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L. (2009) “Recent developments in stainless steel” *Mater Sci Eng R Rep*. 65(4-6):39-104.
- [8] Papadakis E.P. (1970) “Ultrasonic attenuation and velocity in SAE 52100 steel quenched from various temperature” *Metall Mater Trans B*. 1(4):1053-1057.
- [9] Badidi-Bouda A., Benchaala A., Alem K. (2000) “Ultrasonic characterization of materials hardness” *Ultrasonics*. 38 (1-8):224-227.
- [10] Rodríguez E., Stella J., Ruiz A., Fargas G., Mateo A. (2011) “Characterization of microstructural changes in a duplex stainless steel using spectral analysis and conventional ultrasonic techniques” *Mater Test*. 53(9): 564–571.
- [11] Rodríguez E., Stella J., Kryzanowskyj A., Amorer L., Mateo A. (2011) “Caracterización de la respuesta ultrasónica de un acero dúplex durante la disolución de la fase sigma” *Rev LatinAm Metal Mater*. 32(1): 49-60.
- [12] Macedo De E., Costa V.H., Pereira J., Gomes A.C., Pinho A., Tavares J.M. (2009) “Phase transformations evaluation on a UNS S331803 duplex stainless steel based on nondestructive testing” *Mat Sci Eng A*. 516:126-130. Doi: 10.1016/j.msea.2009.03.004.
- [13] ASTM Standard E3-01. (2007) “*Standard Guide for Preparation of metallographic specimens*” West Conshohocken USA, ASTM International.
- [14] ASTM G48-03. (2003) “*Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution*” West Conshohocken USA, ASTM International.
- [15] ASTM G100-89. (1999) “*Standard Test Method for Conducting Cyclic Galvanostaircase Polarization*” West Conshohocken USA, ASTM International.
- [16] Gunn R.N. (1997) “*Duplex stainless steels: Microstructure, properties and applications*” England, Woodhead Publishing Ltd.
- [17] Jayakumar T., Raj B., Williams H., Arnold W. (1991) “Influence of microstructure on ultrasonic velocity in Nimonic alloy PE16” *Rev Prog Quant Nondestr Eval*. 10B:1693-1699.
- [18] Kumar A., Jayakumar T., Raj B. (2000) “Ultrasonic spectral analysis for microstructural characterization of austenitic and ferritic steels” *Philos Mag A*. 80(11): 2469-2487.
- [19] Trocoli-Montesino P., Rodríguez-Prato E., Rosales-Mendoza A., González-Hermosilla W. (2019) “Evaluación ultrasónica de las fases formadas de un acero inoxidable dúplex 2205 tratado térmicamente a 750 °C y su comportamiento frente a la corrosión” *Rev de Metal*. 55(1):135.
- [20] Park C-J., Kwon H-S., Lohrengel M.M. (2004) “Micro-electrochemical polarization study on 25% Cr duplex stainless steel” *Mater Sci Eng A*. 372 (1):180-185.
- [21] Bachelet R., Brunetaud R., Coutsouradis D., Esslinger P., Ewald J., et al. (1990) “*High temperature materials for power engineering*” Springer Netherlands, Springer Science & Business Media, pp. 880.