

C

HARACTERIZATION OF A DUPLEX STAINLESS STEEL UNS S31803 HEAT TREATED AT 650 °CD. Díaz^{a*}, A. Rosales^b, E. Rodríguez^b^a Coordinación de Ingeniería de Materiales, Universidad Simón Bolívar. Caracas, Venezuela^b Departamento de Ciencia de los Materiales, Universidad Simón Bolívar. Caracas, Venezuela

* E-mail: delianydiazm@gmail.com, +584241050648, +582129063930, +582129063932

Received: 15-07-2024

Accepted: 12-09-2024

Published: 27-03-2025

ABSTRACT

The aim of this study was the microstructural characterization of UNS S31803 duplex stainless steel samples thermally treated at 650 °C for 2, 3, 4, 6 and 8 h in order to promote the precipitation of intermetallic phases. The study was carried out using optical microscopy, scanning electron microscopy and energy dispersed X-ray spectroscopy. To reveal the microstructure of the material, a combined electrolytic attack was designed considering two steps: the first with 10% oxalic acid and the second, 20% NaOH. The monitoring of the microstructural evolution revealed the increase in the fraction of austenitic phase, which suggested the formation of secondary austenite and also the presence of precipitates after 2 h of treatment. According to their location and morphology these could be nitrides and carbides of chromium, whose fraction increased with treatment time, presenting more notable agglomerations after 6 hours. Additionally, the results of the elemental analysis reported the enrichment in chromium of the regions where the different precipitates were concentrated, which coincide with the presumed presence of the Cr₂N and M₂₃C₆ phases. Likewise, the analyses using scanning electron microscopy suggested the possibility of formation of the sigma phase at longer treatment times.

Keywords: Duplex-stainless steel, secondary-austenite, carbides, nitrides, sigma phase.**Caracterización de un acero inoxidable dúplex UNS S31803 tratado térmicamente a 650 °C****RESUMEN**

El objetivo de este estudio fue la caracterización microestructural de muestras de acero inoxidable dúplex UNS S31803 tratadas térmicamente a 650 °C por 2, 3, 4, 6 y 8 h con el fin de promover la precipitación de fases intermetálicas. El estudio se llevó a cabo mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y espectroscopía de rayos X energía dispersada. Para revelar la microestructura del material se diseñó un ataque electrolítico combinado en dos pasos: el primero empleando ácido oxálico al 10% y el segundo, NaOH al 20%. El seguimiento de la evolución microestructural reveló el incremento de la fracción de fase austenítica, lo que sugirió la formación de austenita secundaria y también la presencia de precipitados a partir de 2 h de tratamiento. De acuerdo a su ubicación y morfología estos podrían ser nitruros y carburos de cromo, cuya fracción se incrementó con el tiempo de tratamiento, presentándose aglomeraciones notables a partir de las 6 h. Adicionalmente, los resultados del análisis elemental reportaron el enriquecimiento en cromo de las regiones donde se concentraban los diferentes precipitados, lo que coincide con la presunta presencia de las fases Cr₂N y M₂₃C₆. Así mismo, los análisis mediante microscopía electrónica de barrido sugirieron la posibilidad de formación de la fase sigma a tiempos de tratamiento más prolongados.

Palabras claves: Acero inoxidable dúplex, austenita secundaria, carburos, nitruros, fase sigma.**INTRODUCCIÓN**

Los aceros dúplex son aleaciones base hierro que contienen cromo, molibdeno y suficiente cantidad de estabilizadores de la austenita (γ) como lo son el níquel y el nitrógeno para lograr el balance entre dicha fase y la ferrita (α). Esta

combinación de fases le confiere al material resistencia mecánica, tenacidad y excelente resistencia a la corrosión localizada y bajo tensión, lo que permite su aplicación cuando las condiciones de trabajo son exigentes. Su utilización se extiende a la industria petrolera particularmente en los equipos de perforación, válvulas

surtidoras, instalaciones de gas, equipamiento general de las líneas de flujo, componentes mecánicos de las bombas, separadores y válvulas. Sin embargo, su elevado contenido de elementos aleantes los hace propensos a la precipitación de fases secundarias cuando estos son expuestos a ciertas condiciones de servicio o a tratamientos térmicos no controlados durante su procesamiento o instalación. Estas fases fragilizan al material por su alta dureza, y, además, agotan el cromo de las zonas circundantes creando sitios propensos a corrosión localizada, siendo algunas de las más perjudiciales, desde este punto de vista, los nitruros Cr_2N , los carburos M_{23}C_6 y la fase sigma (σ) [1].

Los carburos de cromo del tipo M_{23}C_6 precipitan al enfriar el material luego de su exposición a temperaturas entre 600 y 1000 °C producto de la reducción de la solubilidad del carbono con el descenso de la temperatura, el cual se encuentra distribuido principalmente en la austenita. De este modo, el carbono que no puede ser disuelto difunde hacia regiones donde se concentran defectos dentro de la ferrita y principalmente a las interfases α/γ , donde coinciden la austenita rica en carbono con la ferrita que es rica en cromo. Simultáneamente, el cromo que tiene afinidad por el carbono se acomoda en tales regiones energéticamente favorables para formar así carburos de cromo. Consecuentemente, la ferrita circundante quedará empobrecida en cromo y en otros elementos como el molibdeno, quienes son responsables de la estabilidad de la capa pasiva del material. Esto junto con el enriquecimiento local de níquel hace que dicha fase se vuelva inestable y se transforme en austenita secundaria (γ_2) la cual es susceptible a la corrosión. Es así como la presencia de carburos favorece la ocurrencia de corrosión en los aceros dúplex, principalmente de forma intergranular. La precipitación de estos puede ocurrir en pocos minutos gracias a la movilidad de los átomos de carbono, por lo que suelen aparecer antes que otras fases, aún con bajos contenidos de este elemento en el material [1,2].

En el mismo rango de temperatura en que se forman este tipo de carburos, ocurre también la precipitación de los

nitruros hexagonales Cr_2N , aunque ésta se ve cinéticamente favorecida por encima de los 700 °C. Estos nitruros se forman por la disminución de la solubilidad y sobresaturación de nitrógeno en la ferrita, cuando el material se enfría bruscamente desde altas temperaturas, precipitando usualmente en el interior de los granos de ferrita. En cambio, con calentamientos isotérmicos es habitual que la precipitación ocurra de forma intergranular, en los bordes de grano α/α y α/γ , en cuyo caso se ha reportado la precipitación conjunta de γ_2 . La presencia de nitruros junto con el empobrecimiento de cromo y nitrógeno que se genera en el material promueve la corrosión por picaduras. Además, cuando el nitrógeno deja de estar en solución sólida y pasa a formar precipitados la tenacidad del acero disminuye [2-4].

Por su parte, la fase sigma es rica en cromo y molibdeno, es termodinámicamente estable y precipita en un rango de temperatura entre 600 y 1000 °C producto de la transformación eutectoide de la ferrita que genera a su vez γ_2 , reacción que ocurre principalmente en la interfase α/γ y ocasiona el crecimiento de la fase sigma hacia la fase ferrita por la mayor movilidad y concentración de Cr y Mo en la misma, respecto a la austenita [5]. Adicionalmente, estudios previos han reportado que la formación de esta fase puede estar antecedida de carburos M_{23}C_6 [6,7] y también de nitruros Cr_2N [8]. La concentración de cromo y molibdeno en esta fase desestabiliza la capa pasiva del material y compromete su resistencia a la corrosión. También favorece la disolución anódica de la austenita secundaria cercana, que es menos noble. Además, la fase sigma tiene una deformabilidad escasa, debido a su baja proporción de enlaces metálicos y su estructura cristalina tetragonal. Por tanto, pequeñas cantidades de esta fase reducen notablemente la tenacidad del material [9].

Dadas las repercusiones que puede tener la falla de un equipo o componente en servicio producto de alteraciones en las propiedades de los aceros inoxidable dúplex resulta de suma utilidad comprender el origen de tales cambios. En este sentido, diversos estudios han considerado el efecto de

los tratamientos de envejecimiento a diferentes temperaturas y lapsos de tiempo en este tipo de materiales, ya que su aplicación los hace susceptibles a la precipitación de fases intermetálicas afectando significativamente sus propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión. Es así como He et al. [10] reportaron la precipitación de las fases σ , R, τ , χ , γ_2 , $M_{23}C_6$ y Cr_2N , indicando que el incremento de la fracción de estas generó una menor resistencia a la corrosión intergranular. Por su parte, Dainezi et al. [11] indicaron que la presencia de la fase σ , aún en proporciones muy bajas, reduce la resistencia a la corrosión por picadura. Así mismo, Arikan y Doruk [12] reportaron que contenidos de σ de 6.3 y 13.7 % tuvieron una afectación notable de la resistencia a la corrosión intergranular. En cuanto a la variación del comportamiento mecánico, Karahan et al. [13] indicaron que tratamientos hasta 500 °C producen un aumento en la resistencia a la tracción, el límite elástico y la dureza, debido a la presencia de carburos. Temperaturas superiores a esta última generaron el efecto opuesto en las propiedades mecánicas, lo que fue atribuido a un fenómeno de sobre-envejecimiento producto de un mayor tamaño de los precipitados, o a la formación de fases secundarias frágiles. Por su parte, Keshmiri et al. [14] indicaron que la aparición de la fase σ genera una disminución significativa de la tenacidad y un incremento apreciable en la dureza.

Cada uno de estos estudios revelan la importancia de una adecuada caracterización microestructural a fin de determinar la presencia de diversos precipitados los cuales influyen significativamente en las propiedades del acero y, en consecuencia, afectan su desempeño en condiciones de servicio. Es por ello que este estudio tiene por objetivo la caracterización microestructural de muestras de acero inoxidable dúplex UNS S31803 tratado térmicamente a 650 °C por diferentes lapsos de tiempo, con el fin de promover la precipitación de fases intermetálicas entre las que destacan nitruros, carburos de cromo y fase sigma, así como también austenita secundaria.

MATERIALES Y MÉTODOS

El material estudiado es un acero inoxidable dúplex SAF 205 (UNS S31803) laminado, el cual fue proporcionado por la empresa SANDVIK de Venezuela. La composición química del mismo se presenta en la Tabla 1.

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

Cr	Ni	Mo	N	C	Si	Mn	P	S
22	5	3.2	0.18	0.03	1	2	0.03	0.015

En el estudio se sometió un grupo de cinco (5) muestras a un tratamiento térmico a 650 °C durante 2, 3, 4, 6, y 8 horas en un horno marca *Sybron Thermolyne* y, posteriormente, fueron enfriadas en agua a temperatura ambiente. La sexta muestra se evaluó en estado de entrega. Todas las muestras estudiadas fueron previamente preparadas metalográficamente de acuerdo a la norma ASTM E3-11 [15]. Con el propósito de revelar la microestructura de las muestras se diseñó un ataque electrolítico combinado. Para ello se empleó inicialmente una solución de ácido oxálico ($C_2H_2O_4$) al 10% y un voltaje de 4.7 V, con un tiempo de ataque entre 30 y 32 s. Se limpió la superficie con abundante agua a temperatura ambiente, se sumergió en alcohol etílico al 70% y se secó con aire caliente. Sobre la zona previamente atacada se utilizó una solución de hidróxido de sodio (NaOH) al 20% y un voltaje de 3.1 V, con un tiempo de ataque que varió entre 20 y 33 s, según el tiempo de tratamiento de la probeta considerada.

El estudio permitió caracterizar la evolución microestructural en función del tiempo de tratamiento por medio de Microscopía Óptica (MO), a través de un equipo marca *Union* modelo *Versamet-2* acoplado a una cámara marca *Hayear*. Para cuantificar la variación en el contenido de las fases presentes en las diferentes muestras se determinó la fracción de área de la fase ferrita mediante el método de análisis puntual según la norma ASTM E562-19 [16], y la fracción de fases intermetálicas, a través del software de análisis de imágenes ImageJ. Para evaluar de forma más detallada los cambios microestructurales, así

como la morfología de las fases presentes, se analizaron las muestras a través Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) en un microscopio electrónico marca JEOL modelo JSM-6390 con un voltaje de 30 kV, mediante la detección de electrones secundarios. Adicionalmente, se realizó el análisis químico de las muestras a través de Espectroscopía de Rayos X de Energía Dispersada (EDS), con el propósito de obtener información de la composición química de las fases presentes en las muestras.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la Figura 1 se presentan micrografías obtenidas a través de Microscopía Óptica (MO) de la muestra de acero inoxidable dúplex UNS S31803 en estado de entrega. En la misma se observa la microestructura bifásica de los aceros dúplex [1]: las zonas más oscuras corresponden a la ferrita (α) y las más claras a la austenita (γ). La medición de las fracciones de áreas de cada una de las fases a través de metalografía óptica cuantitativa permitió constatar una proporción de α y γ de $53.13 \pm 0.38\%$ y $46.87 \pm 0.38\%$, respectivamente, los cuales coinciden con resultados reportados previamente [12], para muestras laminadas de la misma aleación. En cuanto a los detalles microestructurales, se puede destacar que en la ferrita el ataque químico no revela claramente la sub-estructura policristalina, dando una apariencia de bandas continuas. En contraste, la sub-estructura de la austenita si puede ser observada, apreciándose bordes de grano y maclas.

Adicionalmente, en la Figura 2 se observan los resultados del análisis por EDS de cada una de las fases presentes en la muestra en estado de entrega. Los resultados reportan, como era de esperarse, un mayor contenido de Cr y Mo en la fase α , con un 25.58% en peso de Cr y un 3.44% en peso de Mo. Por su parte, la fase γ se distingue por su mayor contenido de Ni, elemento estabilizador de esta fase. La Figura 3 presenta imágenes de MO de la evolución microestructural del acero inoxidable dúplex UNS S31803 tratado térmicamente a 650 °C durante 2, 3, 4, 6 y 8 h.

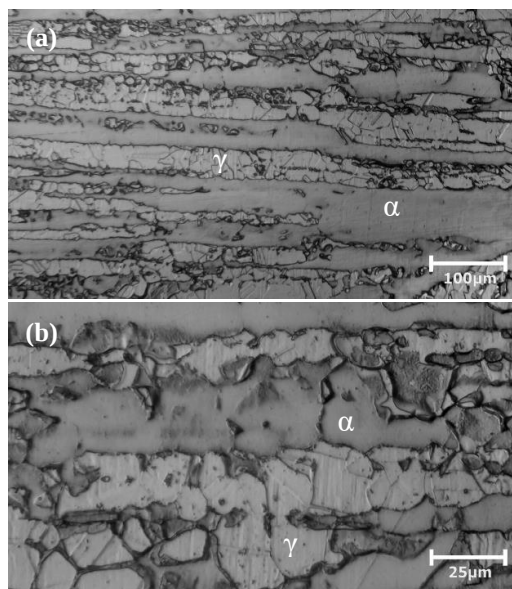


Fig. 1. Micrografías obtenidas por MO de la muestra de acero UNS S31803 en estado de entrega. (a) Microestructura general y (b) detalle de las sub-estructuras tanto en la banda de ferrita (gris oscuro) como en la austenita (gris claro).

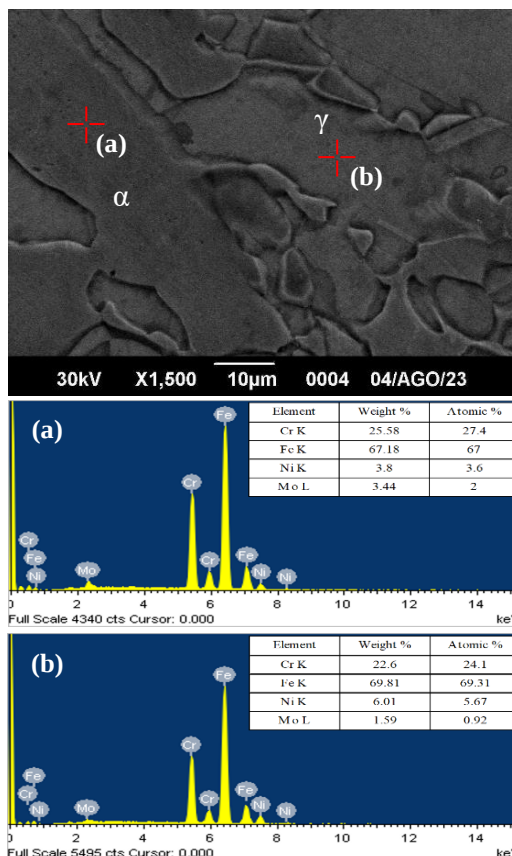


Fig. 2. Micrografía obtenida por MEB de una muestra del acero dúplex en estado de entrega y análisis EDS de las fases presentes: (a) ferrita y (b) austenita.

Además, los cambios microestructurales comienzan a apreciarse a partir de las 2 h de tratamiento térmico. Comparando estas imágenes con las obtenidas para la muestra en estado de entrega (ver Figura 1), se puede observar que a partir de 2 h de tratamiento el ataque superficial permite revelar más claramente la subestructura de las bandas de ferrita y de la fase austenita.

De este modo, se observan con mayor claridad los bordes de grano α/α , así como también las interfases α/γ . La mejor delimitación de estos bordes de grano e interfaces pueden atribuirse a la precipitación de compuestos intermetálicos en estas regiones, que pudieran ser carburos, nitruros u otros intermetálicos. Otro cambio notable se observa a partir de las 4 h de tratamiento térmico, de modo que pueden apreciarse precipitados, principalmente dentro de los granos de ferrita. Con el aumento del tiempo de tratamiento térmico, se evidencia un incremento de la fracción de las diferentes partículas y un engrosamiento de los bordes de grano de la ferrita, posiblemente por el incremento del número de precipitados y el engrosamiento de los mismos, siendo esto más notable a partir de 6 h. Estos cambios microestructurales coinciden con los reportados tanto por Ebrahimi et al. [17] como por Arikan y Doruk [12] los cuales observaron la nucleación de precipitados en los límites α/γ y α/α , así como el engrosamiento de estos, para un acero UNS S31803 envejecido a 650 °C, durante las primeras 5 h de tratamiento térmico.

En la Figura 4 se presentan los cambios en los porcentajes de fases con el tiempo de tratamiento térmico. En la misma se aprecia una disminución de la fase α hasta un $36.47 \pm 0.25\%$ y un aumento tanto de la fase γ como de los precipitados intermetálicos hasta un $54.81 \pm 0.51\%$ y un $8.72 \pm 0.26\%$, respectivamente. Por otra lado, La Figura 5 presenta las micrografías obtenidas a través de Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) de las muestras de acero UNS S31803 tratadas térmicamente a 650 °C durante 3, 6 y 8 h. En las mismas se aprecia la presencia de precipitados alargados en el interior de los granos de ferrita y de los límites α/γ y α/α , concentrándose una mayor cantidad en el

primer caso. Su ubicación y morfología sugiere que corresponden a la formación de Cr_2N [3,18].

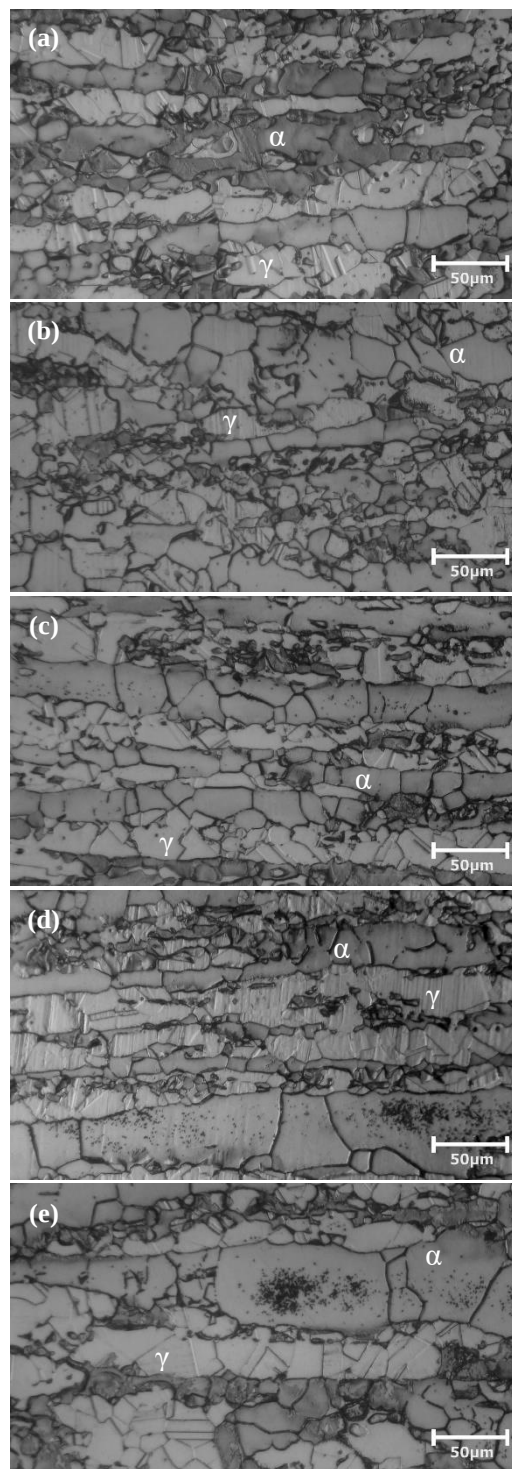


Fig. 3. Micrografías obtenidas por MO de las muestras tratadas a 650 °C (a) 2 h, (b) 3 h, (c) 4 h, (d) 6 h y (e) 8 h.

Además, se observan precipitados triangulares a lo largo de las interfases α/γ y bordes de grano α/α , precipitados con morfología cúbica en las interfases α/γ , precipitados

celulares en islas de austenita que crecen hacia el interior de la fase ferrítica y precipitados con diferente morfología en los bordes de grano y el interior de la fase γ . Así mismo, se distingue un engrosamiento a lo largo de los bordes de grano α/α e interfases α/γ . Todo esto sugiere la formación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ [1,19].

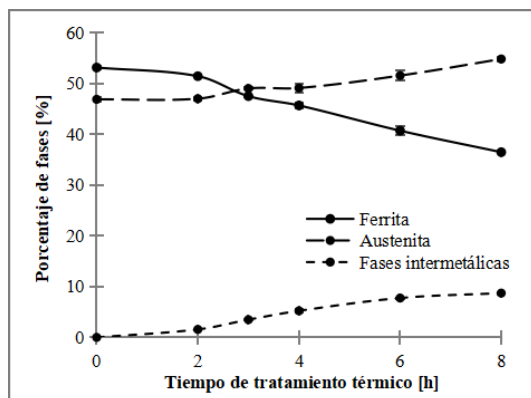


Fig. 4. Evolución de las fases α , γ e intermetálicas en las muestras durante el tratamiento térmico a 650 °C.

En cuanto a los precipitados celulares, su presencia se aprecia en la Figura 5(a) en lo que parecen ser islas de austenita, que se extienden desde antiguas interfases γ/α y en los bordes de grano α/α hacia el interior de la α . Esta morfología observada coincide con el mecanismo de crecimiento lamelar acoplado de carburos $M_{23}C_6$ y austenita secundaria, reportado por Lee et al. [20], quienes plantean que el empobrecimiento de Cr en la α adyacente a los carburos actúa como fuerza motriz para la formación de γ_2 , que a su vez genera un exceso de Cr en la matriz ferrítica y favorece la formación de carburos, lo que deriva en el crecimiento simultáneo y paralelo de ambas fases en dirección hacia la ferrita. De acuerdo con sus observaciones, tiempos de tratamiento más prolongados producen la precipitación de la fase sigma a partir de dichas estructuras lamelares, ya que la nucleación de esta fase es iniciada a partir de las partículas de carburo y su crecimiento posterior obedece al cromo libre procedente de la formación de austenita. Estudios previos realizados por Redjaïmia et al. [21], evidenciaron la formación de la fase sigma y austenita secundaria a partir de partículas de

carburo no celulares, previamente formadas en los bordes de grano α/α .

Por otra parte, en las Figuras 5(a) y 5(b) se observa la presencia de islas de austenita secundaria, que crecen principalmente a partir de los bordes de grano α/α con apariencia semejante a la austenita primaria, lo que deriva en el fraccionamiento de la fase α .

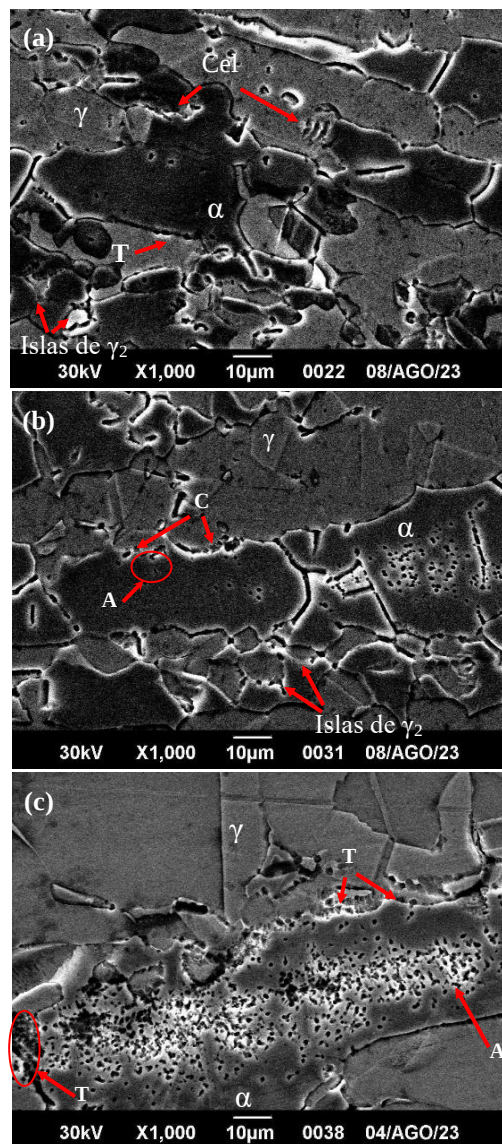


Fig. 5. Micrografías obtenidas por MEB de las muestras tratadas a 650 °C (a) 3 h, (b) 6 h y (c) 8 h, apreciándose presuntos nitruros, con forma alargada (A) y presuntos carburos con diferente morfología: cúbicos (C), triangulares (T) y celulares (Cel).

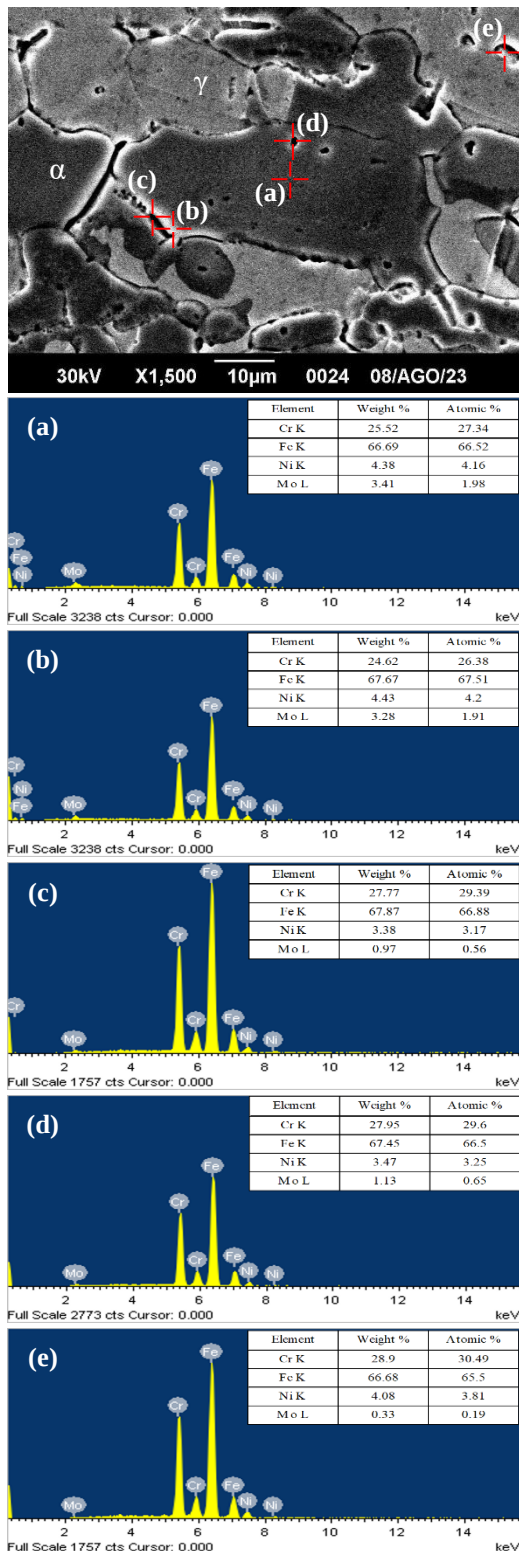


Fig. 6. Micrografía obtenida por MEB de una muestra del acero tratada a 650 °C durante 3 h y análisis EDS en: (a) interior del grano de α , (b) región adyacente a borde de grano α/α , (c) borde de grano α/α , (d) presuntos precipitados en interior de fase α , (e) precipitado en borde de grano γ/γ .

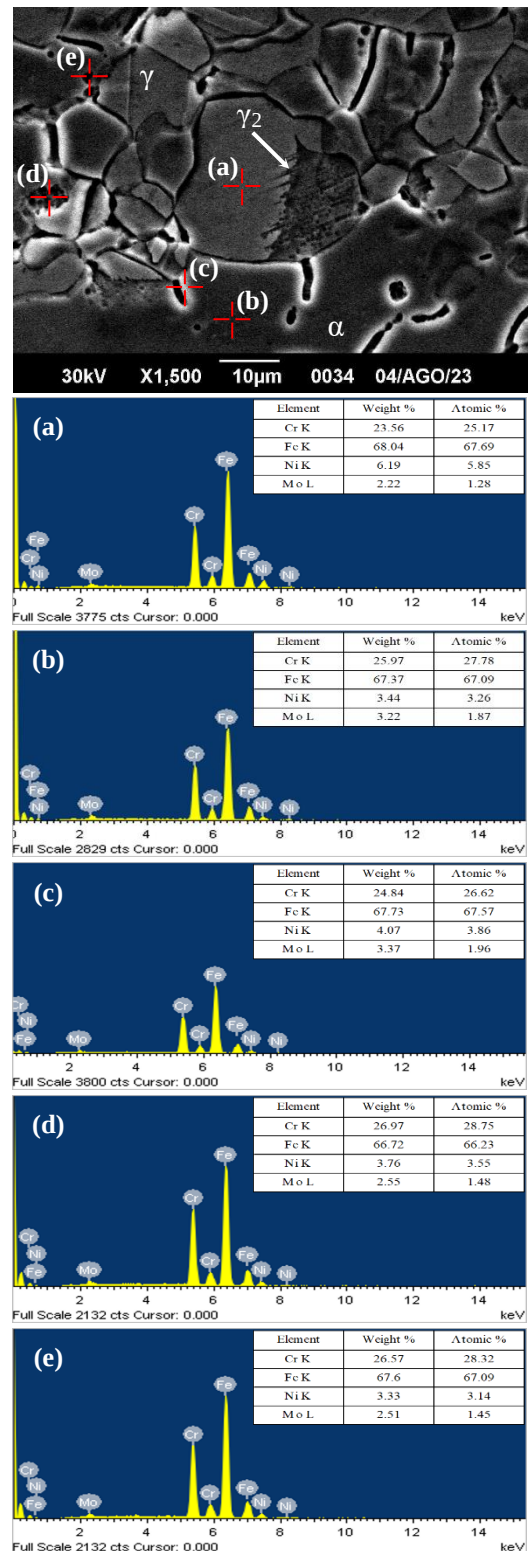


Fig. 7. Micrografía obtenida por MEB de una muestra del acero tratada a 650 °C durante 8 h y análisis EDS en: a) grano de γ adyacente a crecimiento de γ_2 en forma aserrada, (b) interior de grano de α , (c) región adyacente a borde de grano α/α , (d) y (e) precipitados triangulares en interfases α/γ .

Las Figuras 6 y 7 presentan algunos análisis puntuales por EDS sobre las muestras tratadas por 3 y 8 h, respectivamente. En la Figura 6 se evidencia un ligero aumento del contenido de Cr en los bordes de grano de la α y en las regiones con partículas oscuras presentes en el interior de los granos (puntos c y d), lo que puede estar asociado a la precipitación de fases ricas en dicho elemento, tales como nitruros y carburos del tipo Cr_2N y M_{23}C_6 .

Así mismo, se aprecia en la región cercana al borde de grano α/α (punto b) una ligera disminución del porcentaje de Cr y Mo, y un incremento del contenido de Ni respecto a la composición de la ferrita (punto a), lo que podría estar relacionado con procesos de difusión y de descomposición de la ferrita en γ_2 y precipitados ricos en Cr [1].

Por otra parte, se observa la presencia de precipitados gruesos en los bordes de grano de la austenita. El análisis por EDS de uno de estos (punto e), revela un elevado contenido de Cr. Basándose en esto, es posible que se trate de carburos M_{23}C_6 , los cuales pudieran formarse en dichas zonas debido a que son de alta energía y además porque el C es más soluble en la austenita [22,23].

De acuerdo con los resultados presentados en la Figura 7, el análisis mediante EDS cercano a los bordes de grano de la ferrita (punto c), donde se presume la existencia de precipitados, reporta una ligera disminución del contenido de Cr, así como también mayor contenido de Ni y variaciones en los contenidos de Mo, lo que sugiere que ocurre difusión de elementos aleantes y la posibilidad de formación de fases secundarias. Además, los precipitados triangulares que se observan principalmente en las interfases γ/α (puntos d y e) reportan mayores contenidos de Cr que la ferrita, lo que aumenta la probabilidad de que sean carburos de tipo M_{23}C_6 .

Por otra parte, se puede destacar el crecimiento de la austenita con forma aserrada hacia el interior de la ferrita, tal que, en el interior de esta última y cerca de la interfase se observan posibles precipitados de pequeño tamaño. El análisis por EDS del grano de austenita adyacente (punto a)

reporta un contenido de Ni similar al de la austenita primaria, pero mayores contenidos de Cr y Mo. Esto sugiere que ocurre difusión de elementos aleantes en dicha fase, lo que pudiera estar relacionado con la precipitación de fases ricas en Cr y Mo cerca de la interfase γ/α , con lo cual se promueve la formación de γ_2 . Adicionalmente, la morfología observada sugiere la aparición de austenita secundaria de tipo Widmanstätten [1].

Pese a que el acero inoxidable dúplex UNS S31803 tiene un contenido de carbono bajo, la exposición del mismo a 650 °C puede producir la precipitación de carburos al inicio de la descomposición de la ferrita y antes de que puedan precipitar otras fases intermetálicas. Estos carburos precipitan de manera preferencial en la interfase γ/α de acuerdo a la reacción eutéctode $\alpha \rightarrow \text{M}_{23}\text{C}_6 + \gamma_2$, debido a la disponibilidad de Cr y C en tales regiones, y crecen en forma cooperativa con la γ_2 hacia el interior de la ferrita. Su presencia también ha sido observada en los límites de las fases α/α y γ/γ , y de forma minoritaria en el interior de los granos de ferrita y austenita [1, 20].

Por su parte, los nitruros Cr_2N suelen precipitar con mayor facilidad entre los 700 y 900 °C, aunque su presencia en el acero dúplex UNS S31803 también se ha observado con tratamientos a 650 °C seguido de un enfriamiento rápido en los bordes de grano α/α y las interfases α/γ [3,8]. Además, se ha reportado la presencia de nitruros en el interior de la ferrita con tratamientos isotérmicos a 700 °C aún con bajos contenidos de N en la composición del acero [4]. Por otro lado, la posible presencia de estos nitruros en el interior de la ferrita podría estar favorecida por el enfriamiento aplicado, debido a la disminución de la solubilidad del nitrógeno en la ferrita a temperaturas bajas [1].

Es así como la evolución microestructural evidenciada en este trabajo es consistente con los resultados obtenidos en investigaciones previas realizadas en esta área, corroborando así el efecto de los tratamientos térmicos considerados en este tipo de acero para este rango de temperatura, evidenciando únicamente la precipitación de

carburos, nitruros de cromo y de austenita secundaria [4,6-8,10,12,17].

CONCLUSIONES

La caracterización microestructural mediante MO del acero inoxidable dúplex UNS S31803 evidenció en la muestra en estado de entrega proporciones equilibradas de sus fases constituyentes, reportando una fracción de islas de austenita de $46.87 \pm 0.38\%$ en una matriz ferrita de un $53.13 \pm 0.38\%$. Por su parte, la evaluación microestructural de las muestras tratadas térmicamente a $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ reveló una disminución de la fracción de fase α hasta un $36.47 \pm 0.25\%$ y un incremento de la fase γ hasta un $54.81 \pm 0.51\%$ a las 8 h. En cuanto a las fases intermetálicas se evidenció el incremento de su contenido con el tiempo de tratamiento, siendo más notable a partir de 6 h y se determinó que las mismas alcanzaron luego de 8 h una fracción de hasta un $8.72 \pm 0.26\%$. En cuanto a los estudios realizados por MEB estos evidenciaron la presencia de precipitados alargados principalmente en el interior de los granos de ferrita y en los bordes de grano de esta, precipitados con morfología triangular a lo largo de las interfases α/γ y bordes de grano α/α , cúbicos en las interfases α/γ y con forma celular en islas de austenita. Los análisis por EDS reportaron el enriquecimiento de Cr en las zonas donde se ubican los diferentes precipitados. Estos resultados concuerdan con lo reportado en otros estudios, por lo que se presume que los precipitados alargados corresponden a nitruros de cromo Cr_2N , mientras que el resto posiblemente sean carburos del tipo M_{23}C_6 . Así mismo, se evidenció la presencia de precipitados cuya morfología promueve la formación de la fase sigma a partir de carburos M_{23}C_6 . No obstante, para los lapsos de tiempo estudiados no se evidenció la formación de la fase sigma. Por otra parte, la microestructura de la muestra tratada por 8 h reveló el crecimiento de la austenita con una morfología aserrada hacia el interior de la ferrita, por lo que se infiere que esta corresponde a la presencia de γ_2 de tipo Widmanstätten.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la sección de Materiales y de Microscopia Electrónica del Laboratorio E de la Universidad Simón Bolívar y en especial al Ing. Rafael Vásquez y al Lic. Gleen Rodríguez.

REFERENCIAS

- [1] Gunn R. (1997) “*Duplex stainless steels. microstructure, properties and applications*”, Cambridge, Abington Publishing, pp. 1-184.
- [2] Knyazeva M., Pohl M. (2013) “Duplex steels. Part II: Carbides and nitrides” *Metallogr. Microstruct. Anal.* 2:343-121. DOI:10.1007/s13632-013-0088-2.
- [3] Nilsson J. O. (1992) “Super duplex stainless steels” *Mater. Sci. Tech-Lond* 8(8): 685-700. DOI:10.1179/mst.1992.8.8.685.
- [4] Zhang W., Jiang L. Z, Gao J. Q., Song H. M., Hu. J. C. (2010) “Study of precipitation in 2101 duplex stainless steel” *Mater Sci Tech-Lond* 26(5):515-521. DOI:10.1179/174328409X405689.
- [5] Pohl M., Storz O. (2004) “Sigma-phase in duplex-stainless steels” *IJSR* 95(7): 631-638. DOI:10.1515/ijmr-2004-0120.
- [6] Kashiwar A., Vennela N., Kamath S., Khatirkar R. (2012) “Effect of solution annealing temperature on precipitation in 2205 duplex stainless steel” *Mater. Charact.* 74:55-63. DOI:10.1016/j.matchar.2012.09.008.
- [7] Lv J., Liang T., Dong L., Wang C. (2016) “Influence of sensitization on microstructure and passive property of AISI 2205 duplex stainless steel” *Corros. Sci.* 104:144-151. DOI:10.1016/j.corsci.2015.12.005.
- [8] Barbosa E., Magnabosco R., Moura C. (2013) “Influence of the microstructure on the degree of sensitization of a duplex stainless steel UNS S31803

- aged at 650 °C” *Mater. Res.* 16(6): 1336-1343. DOI:10.1590/S1516-14392013005000125.
- [9] Pohl M., Storz O., Glogowski T. (2007) “Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel” *Mater. Charact.* 58(1): 65-71. DOI:10.1016/J.MATCHAR.2006.03.015.
- [10] He L., Wu X., Zhang Z., Li J. (2016) “Microstructure evolution and corrosion behavior of duplex stainless steel during isothermal aged at 650 °C” *Int. J. Electrochem. Sci.* 11(9): 8046-8056. DOI:10.20964/2016.09.62.
- [11] Dainezi I., Borges S., De Sousa L., Mariano N. (2021) “Temperature and time effect of thermal aging treatment on microstructure and corrosion resistance of UNS S31803 duplex stainless steel” *Res., Soc. Dev.* 10(8): e24910817369. DOI:10.33448/rsd-v10i8.17369.
- [12] Arikan M., Doruk M. (2008) “Determination of susceptibility to intergranular corrosion of UNS 31803 type duplex stainless steel by electrochemical reactivation method” *Turkish J Eng Env Sci.* 32(6): 323-335. <https://online-journals.tubitak.gov.tr/engineering/abstract.htm?id=9818>.
- [13] Karahan T., Emre H., Tümer M., Kacar R. (2014) “Strengthening of AISI 2205 duplex stainless steel by strain ageing” *Mater. Des.* 55: 250-256. DOI:10.1016/j.matdes.2013.09.065.
- [14] Keshmiri H., Momeni A., Dehghani K., Ebrahimi G., Heidari G. (2009) “Effect of aging time and temperature on mechanical properties and microstructural evolution of 2205 ferritic-austenitic stainless steel” *J. Mater. Sci. Technol.* 25(5): 597-602. <https://www.jmst.org/EN/Y2009/V25/I05/597>.
- [15] ASTM Standard E3-11 (2017) “Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens” ASTM International, West Conshohocken, USA.
- [16] ASTM E562-19 (2019) “Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count”, ASTM International West Conshohocken, USA.
- [17] Ebrahimi N., Momeni M., Moayed M., Davoodi A. (2011) “Correlation between critical pitting temperature and degree of sensitisation on alloy 2205 duplex stainless steel” *Corros. Sci.* 53(2): 637-644. DOI:10.1016/j.corsci.2010.10.009.
- [18] Gholami M., Hoseinpoor M., Moayed M. (2015) “A statistical study on the effect of annealing temperature on pitting corrosion resistance of 2205 duplex stainless steel” *Corros. Sci.* 94:156-164. DOI:10.1016/j.corsci.2015.01.054.
- [19] Lo K., Shek C., Lai J. (2009) “Recent developments in stainless steels” *MSEB R.* 65(4-6): 39-104. DOI:10.1016/j.mserr.2009.03.001.
- [20] Lee K., Cho H., Choi D. (1999) “Effect of isothermal treatment of SAF 2205 duplex stainless steel on migration of δ/γ interface boundary and growth of austenite” *J. Alloys Compd.* 285(1-2):156-161. DOI:10.1016/S0925-8388(99)00014-6.
- [21] Redjaïmia A., Mateo A. (2021) “On the M23C6-carbide in 2205 duplex stainless steel: An unexpected (M23C6/austenite)—eutectoid in the δ -ferritic matrix” *Metals* 11(9):1340-1361. DOI: 10.3390/met11091340.
- [22] Alvarez I., Degallaix S. (2009) “Duplex stainless steels”, Nueva Jersey, John Wiley & Sons, Inc., pp. 88-131.
- [23] Verma J., Taiwade R. (2017) “Effect of welding processes and conditions on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of duplex stainless steel weldments—A review” *J Manuf Processes* 25:134-152. DOI:10.1016/j.jmapro.2016.11.003.

