

CHARACTERIZATION OF A STAINLESS STEEL UNS S31803 HEAT TREATED AT 800°C

D. Zencoff ^{a*}, A. Rosales^b, Rodríguez E.^b^a Coordinación de Ingeniería de Materiales, Universidad Simón Bolívar. Caracas, Venezuela^b Universidad Simón Bolívar, Departamento de Ciencia de los Materiales, Sartenejas, Caracas, Venezuela.

*E-mail: d.zencoff@gmail.com, +58 4142664121, +58 2129063930, +58 2129063932

Received: 15-07-2024

Accepted: 12-09-2024

Published: 27-03-2025

ABSTRACT

The aim of this research is to study the formation of intermetallic phases in a duplex stainless steel as a result of heat treatment at 800 °C for 30 min, 1 h, 3 h, 5 h, and 6 h. This was carried out using Optical Microscopy (OM), Scanning Electron Microscopy (SEM), and Elemental Analysis by Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS). The microstructural analysis revealed that the as-received sample has a ferrite (α) content of 52.05 ± 1.91 % and an austenite (γ) content of 47.95 ± 1.91 %. On the other hand, the samples subjected to heat treatment showed the presence of intermetallic phases such as the sigma phase (σ), chi phase (χ), and secondary austenite (γ_2), resulting from the decomposition of ferrite through the eutectoid reaction $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$, which occurs at α/γ or α/α interfaces. Additionally, as the treatment time increases, the amount of precipitated sigma phase increases, decreasing the ferritic phase fraction and increasing the austenitic fraction compared to the original amount. Thus, the α phase after 6 h of treatment presented an area fraction of 15.44% and the γ phase showed an increase up to 56.70% at 3 h, decreasing then to 46.92% at 6 h. Regarding the fraction of intermetallic phases, mainly the sigma phase, the results reported 37.64% at 6 h.

Keywords: Duplex stainless steel 2205, heat treatment, secondary austenite, chi phase, sigma phase.

CARACTERIZACIÓN DE UN ACERO INOXIDABLE UNS S31803 TRATADO TÉRMICAMENTE A 800 °C

RESUMEN

La presente investigación tiene como objetivo el estudio de la formación de las fases intermetálicas en un AID producto de un tratamiento térmico a 800°C durante 30 min, 1 h, 3 h, 5 h y 6 h. Esto se llevó a cabo mediante técnicas de Microscopía Óptica (MO), Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y Análisis Elemental por medio de Espectroscopía de Rayos X de Energía Dispersada (EDS). El análisis microestructural reveló que la muestra en estado de entrega tiene un contenido de ferrita (α) de 52.05 ± 1.91 % y de austenita (γ) de 47.95 ± 1.91 %. Por su parte, las muestras sometidas al tratamiento térmico mostraron la presencia de fases intermetálicas como la fase sigma (σ), chi (χ) y austenita secundaria (γ_2), producto a la descomposición de la ferrita, mediante la reacción eutectoide $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$, la cual ocurre en los bordes de grano α/γ o α/α . Además, a medida que aumenta el tiempo de tratamiento, la cantidad de fase σ que ha precipitado aumenta, disminuyendo la fracción de la fase α y aumentando la fracción γ con respecto a la que existía originalmente. Es así como la fase α a 6 h de tratamiento presentó una fracción de área de 15.44% y la γ un incremento de hasta 56.70% a 3 h, para luego disminuir a 46.92% a las 6 h. En cuanto a la fracción de fases intermetálicas principalmente de la fase sigma, los resultados reportaron a 6 h un 37.64%.

Palabras claves: Acero inoxidable dúplex, tratamiento térmico, austenita secundaria, fase chi, fase sigma.

INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable dúplex (AID) se caracterizan por tener una estructura bifásica, ya que poseen una matriz de ferrita (α) en la que se distribuye la fase austenita (γ), esto

hace que se diferencie del resto de aceros inoxidables. Estos aceros exhiben propiedades mecánicas y corrosivas destacadas gracias al contenido apropiado de cromo, molibdeno, nitrógeno y níquel en las fases de α y γ , esto contribuye a una estructura dúplex estable, proporcionando

una respuesta favorable durante el procesado y la fabricación [1,2].

En los últimos años se ha incrementado el uso de estos aceros principalmente en plantas petroquímicas, refinerías y ambientes con cloruros, entre otros, debido principalmente a su buena resistencia a la corrosión [3]. Así mismo, en la industria petrolera y de gas debido a su resistencia mecánica y a la corrosión por picaduras y generalizada, utilizándose en equipos de perforación, en las líneas de flujo, sistemas de tuberías de proceso, separadoras, depuradoras, bombas y líneas de tuberías que se encuentran en el fondo del mar [4].

No obstante, bajo ciertas condiciones de servicio, al ser tratados térmicamente o durante procesos de soldadura son susceptibles a la formación de fases intermetálicas, generando cambios en las propiedades anticorrosivas y mecánicas iniciales, debido a su alto contenido de elementos aleantes. La mayor parte de las precipitaciones suceden en la ferrita debido a la mayor difusividad que esta presenta por poseer una estructura BCC. Entre los 600 °C y 1000 °C se favorece la formación de las fases sigma (σ), chi (χ), carburos (M_7C_3 , $M_{23}C_6$), austenita secundaria (γ_2) y nitruros (Cr_2N) y a 475°C la precipitación de ferrita prima (α') [1,5,6].

La fase sigma (σ) se forma entre 650 °C y 1000 °C y su composición está basada en los elementos Fe-Cr-Mo. Esta es una de las más perjudiciales debido a su proporción respecto a las demás fases intermetálicas y a su influencia en las propiedades de los AID, la sola presencia de un 1% disminuye la resistencia al impacto de una probeta con entalla en casi un 50% [7]. Su precipitación ocurre principalmente por descomposición eutectoide de α en σ y γ_2 , en los bordes de grano α/α y en la interfase γ/α donde el consumo de la ferrita ocurre por la alta difusión de los elementos que conforman la fase σ como el cromo y molibdeno, motivada por la similitud de la estructura tetragonal de la fase sigma y la estructura BCC de la ferrita en la red cristalina [1,5,6].

Por su parte, la fase chi (χ) precipita frecuentemente en la interfase γ/α y crece hacia la ferrita, al igual que la fase σ , pero en menor cantidad. La precipitación de esta ocurre entre los 700 °C y 900 °C durante 6 y 10 h de tratamiento y es termodinámicamente metaestable, ya que ayuda al crecimiento de fase σ , descomponiéndose completamente en ella después de largos tiempos de exposición. Es una fase frágil y quebradiza, que tiene efectos negativos en las propiedades de los AID [1,5,8]. La precipitación de γ por debajo de los 900°C se le conoce como austenita secundaria (γ_2) y su formación obedece a diferentes mecanismos dependiendo de la temperatura, generando áreas susceptibles a la corrosión por picaduras [1].

Es así como la presencia de cada una de estas fases tiene un impacto significativo en las propiedades del acero y, por ende, en su rendimiento. Por este motivo, muchos trabajos han destacado la necesidad de evaluar el efecto de los tratamientos térmicos sobre los AID en rangos de temperatura entre 700 y 900 °C. Warren et al., estudiaron la formación de la fase sigma en AID SAF 2205 después de tratamientos térmicos de envejecimiento a 800 °C por diferentes lapsos de tiempo indicando que la nucleación y precipitación de la fase sigma es un proceso controlado por difusión, producto de la reacción eutectoide y que los precipitados intermetálicos crecen preferencialmente en la interfase α/γ [9]. Por su parte, Lee et al. reportaron la precipitación de carburos del tipo ($M_{23}C_6$) a lo largo de los bordes de granos de α/γ en muestras tratadas entre 800 y 900 °C por 15 min, 30 min y 1 h, indicando que la precipitación de los mismos sigue un patrón en forma lamelar, creciendo a lo largo de la fase austenita. Además, destacaron la formación de γ_2 , producto de la disminución del cromo por la precipitación de carburos del tipo $M_{23}C_6$. Así mismo, reportaron a 2 h de tratamiento la presencia de las fases σ y γ_2 , debido a la limitación de los carburos a seguir creciendo por el bajo contenido de carbono y a los 900 °C la presencia de la fase σ , debido a la alta difusión del Cr en la ferrita [10].

Por otro lado, numerosos estudios se han enfocado en el efecto de la presencia de estas fases sobre la resistencia a la corrosión y de allí la necesidad de realizar estudios de caracterización en muestras tratadas. En el caso de la fase σ , estudios han indicado que su presencia a medida que aumentan los tiempos de tratamientos provoca una disminución del potencial de corrosión y también del potencial de picaduras, reduciendo así la resistencia a la corrosión por picaduras. Uno de estos estudios es el Gao et al., quienes estudiaron muestras de AID tratadas a 800 °C, reportando las fases σ y χ , y la presencia de picaduras en la superficie, principalmente en las regiones empobrecidas de Cr [11]. Así mismo, Trocoli et al. estudiaron la precipitación de fases y el comportamiento frente a la corrosión de un acero inoxidable dúplex 2205 tratado térmicamente a 750 °C, los cuales constataron la precipitación de fases σ y χ , y evaluaron la influencia de los mismos en las propiedades del acero, indicando que bajo dichas condiciones el acero es tan resistente a la corrosión localizada como a la corrosión uniforme [12].

En tal sentido y debido al impacto que tienen estas fases intermetálicas en las propiedades mecánicas y anticorrosivas de estos aceros inoxidables dúplex, el presente estudio tiene como objetivo principal la caracterización microestructural de las muestras que han sido sometidas a tratamientos térmicos a 800 °C durante intervalos de 30 min, 1 h, 3 h, 5 h y 6 h. en el que se promueve principalmente la precipitación de la fase sigma ya que la morfología y distribución tendrá un efecto significativo en las propiedades del acero.

MATERIALES Y MÉTODOS

El material considerado en este estudio es un acero inoxidable dúplex UNS S31803 en forma de plancha. La composición química del acero está detallada en la Tabla 1. En el estudio se sometió un grupo de muestras a un tratamiento térmico a 800 °C durante 30 min, 1 h, 3 h, 5 h, y 6 h en un horno *Barnstead Thermolyne* modelo 21100 y posteriormente enfriadas en agua a temperatura ambiente.

Tabla 1. Composición química nominal (% peso) del AID UNS S31803 [13]

Cr	Ni	Mo	Mn	Si	C	N
21.00-23.00	4.50-6.00	2.50-3.50	2.00	1.00	0.03	0.08-0.20

Todas las muestras estudiadas fueron previamente preparadas metalográficamente de acuerdo a la norma ASTM E3-11 [14]. Para revelar la microestructura y la morfología de las fases presentes en cada una de las muestras se realizó un ataque electroquímico en un equipo marca *BUEHLER* con una solución de hidróxido de sodio (NaOH) al 20% y un voltaje entre 2.30 y 3.10 V y un tiempo de ataque que varió entre 15 s y 95 s, dependiendo del tiempo de tratamiento térmico al que se sometió la muestra. El estudio de las muestras se realizó en un Microscopio Óptico *Unión* modelo *Versamet-2* acoplado a una cámara de captura de imágenes digital marca *Hayear* y en un Microscopio Electrónico de Barrido *JEOL* modelo JSM-6390 con un voltaje de 30 kV. Así mismo, se realizó un análisis químico puntual por medio de Espectroscopía de Rayos X de Energía Dispersiva (EDS), con el fin de estudiar la composición química elemental de las fases presentes en cada una de las muestras.

La cuantificación de la fracción de fases se realizó por medio del programa de procesamiento de imágenes *ImageJ* y la fracción de la fase austenítica se realizó mediante el análisis puntual según lo especificado en la norma de ASTM E562-19 [15]. Por su parte, el tamaño de grano austenítico se determinó de acuerdo a lo especificado en la norma ASTM E112-13 [16].

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En la Figura 1 se visualiza por Microscopía Óptica (MO) la microestructura del material en estado de entrega apreciándose una microestructura bifásica casi equilibrada, con granos alargados de ferrita y austenita, producto del

proceso de fabricación por laminación del AID en la que se distinguen una zona clara y otra oscura, la fase clara corresponde a la austenita (γ) y la oscura a la ferrita (α) [1]. Cabe destacar que las variaciones en las tonalidades grises dentro de la matriz ferrítica pueden estar asociado a que el ataque electroquímico no fue uniforme.

La fracción de área determinada mediante metalografía óptica cuantitativa, permitió constatar una proporción 47.95 ± 1.91 % de fase austenítica y de un 52.05 ± 1.91 % de fase ferrítica.

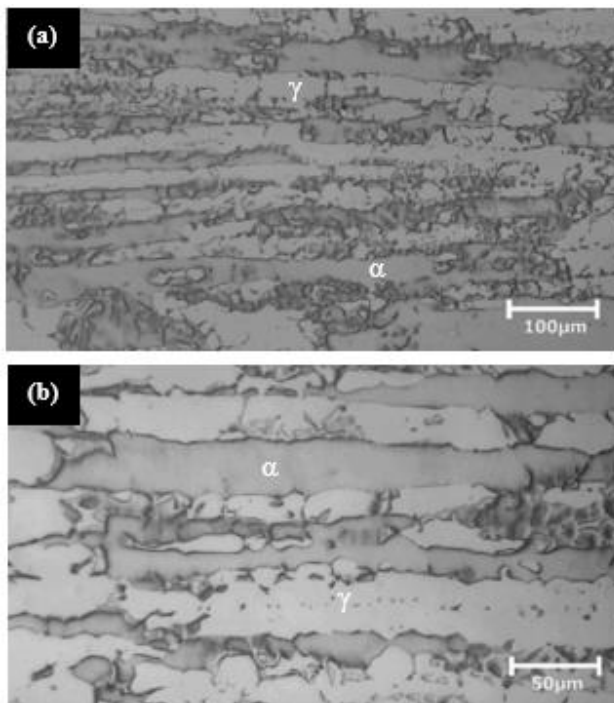


Fig. 1. Micrografía obtenida por MO de la muestra en estado de entrega con aumentos (a) 100X (b) 200X.

En la Figura 2 se visualiza en detalle el aspecto de la muestra en estado de entrega por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y los resultados del análisis puntual mediante Espectroscopía de Rayos X de Energía Dispersada (EDS), de cada una de las fases evaluadas. En ella se visualiza la matriz férrica (punto a) y las islas austeníticas, apreciándose en la subestructura de la γ la presencia de maclas (punto b), originadas por el proceso de fabricación del AID, y propias de las estructuras cristalinas FCC, como es el caso de la γ [17,18].

En los resultados del análisis se evidencia un alto contenido de Ni en la fase γ , con un promedio de hasta 5.71 % en peso. Por su parte, la fase α se distingue por un mayor contenido de Cr y Mo, con un 25.64% y 3.48% en peso, respectivamente. Estos elementos desempeñan un papel crucial en los AID, aportando propiedades anticorrosivas y mecánicas, dado que actúan como estabilizadores de dichas fases. Esta composición concuerda con las reportadas por la literatura [5].

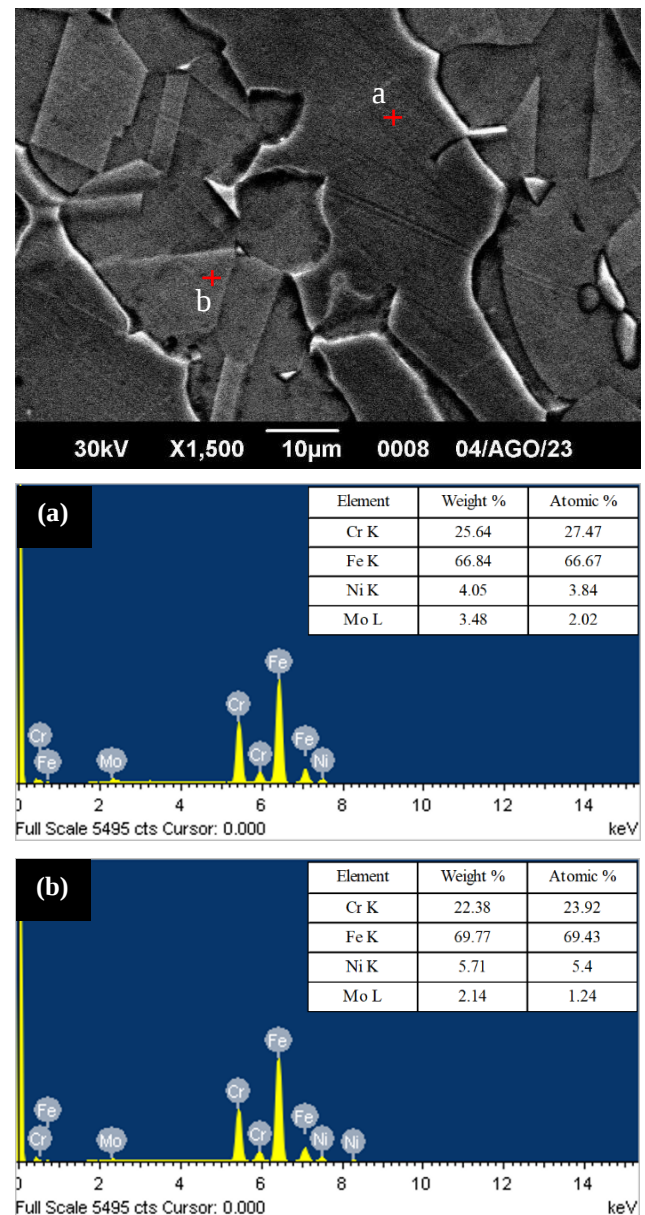


Fig. 2. Micrografía obtenida por MEB a 1500X de la muestra del acero dúplex en estado de entrega y EDS de las fases presentes: (a) α y (b) γ

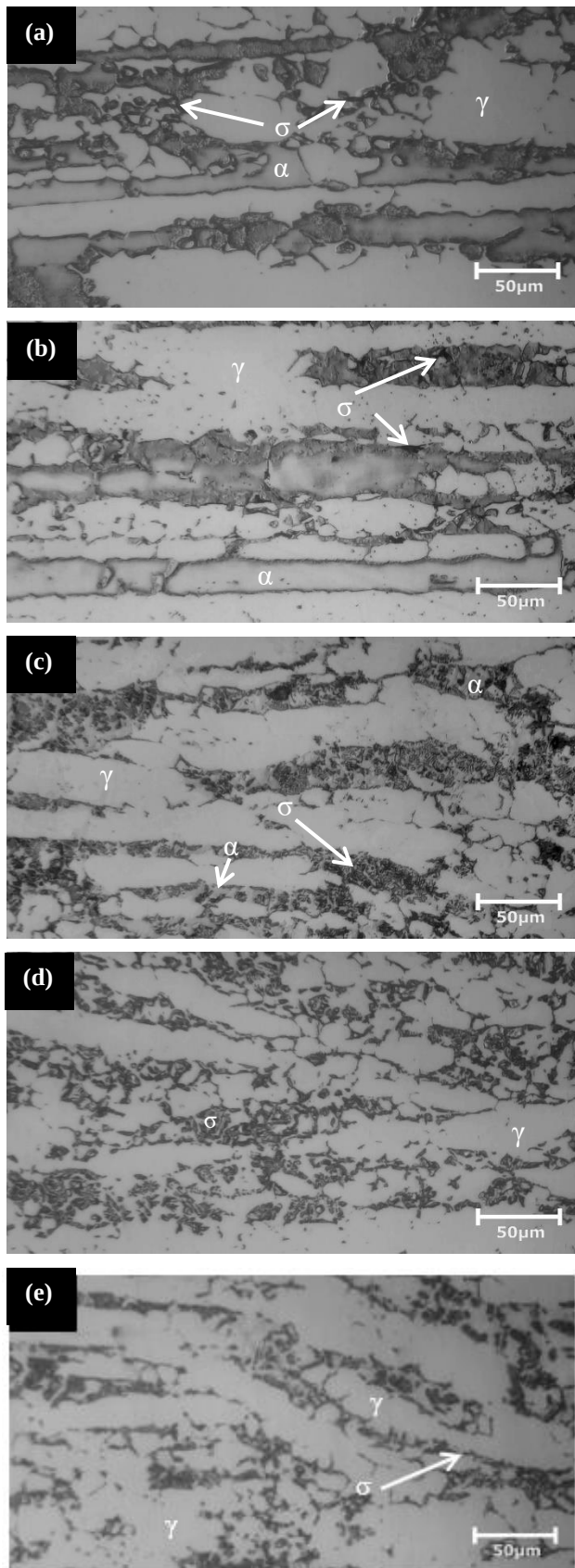


Fig. 3. Micrografías obtenidas por MO de las muestras tratadas a 800 °C (a) 30 min, (b) 1 h, (c) 3 h, (d) 5 h, (e) 6 h.

Con la finalidad de promover las fases intermetálicas, las muestras de AID fueron sometidas a un tratamiento térmico por 30 min, 1 h, 3 h, 5 h y 6 h. En la Figura 3 se visualiza por MO la evolución microestructural de cada una de las muestras tratadas a 800 °C, observándose en la mismas la presencia de zonas altamente contrastadas a lo largo de los bordes de grano, que podrían atribuirse a la precipitación de compuestos intermetálicos.

La Figura 3(a) corresponde a la muestra tratada por 30 min, en la misma pueden apreciarse precipitados a lo largo de los bordes de grano e interfases α/γ . La forma y distribución de estos precipitados sugieren la precipitación principalmente de la fase sigma (σ), las cuales se distinguen como zonas altamente contrastadas. La precipitación de esta fase ocurre debido a la descomposición de α , producto de la reacción eutectoide que da lugar a la formación de σ y γ_2 [3].

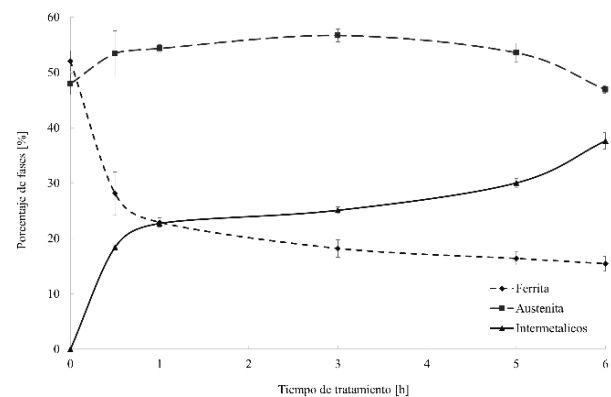


Fig. 4. Evolución del porcentaje de fase en función del tiempo de tratamiento de AID UNS S31803

En la Figura 5, se aprecian las micrografías obtenidas a través de MEB de las muestras de AID UNS S31803 tratadas térmicamente a 800 °C durante 1,3,5 y 6 h. En las mismas se observa tanto la fase γ de color gris claro, como la fase α como la gris oscura. A partir de la primera hora de tratamiento, se distinguen islas bien diferenciadas de α y γ , además de la presencia de pequeños precipitados que de acuerdo a su morfología y distribución corresponden a la fase σ , los cuales se visualizan con un alto contraste en la interfase α/γ y en los bordes de grano α/α . Luego de 3 h de

tratamiento se aprecia una mayor presencia y precipitación de la fase σ en el interior de los granos de α consumiéndose progresivamente tal como se observa en las Figuras 5(b), 5(c) y 5(d), comportamiento que ha sido reportado por Trocoli et al. [12] y Escriba et al. [19], en trabajos previos. A partir de 3 h, las micrografías revelan una morfología del tipo coralino de la fase σ en la que su presencia aumenta gradualmente con el tiempo de tratamiento. Así mismo, se distinguen zonas muy brillantes y de alto contraste a lo largo de σ , lo que podría suponer la presencia de la fase χ , la cual se forma frecuentemente y en pequeñas cantidades entre los 700 y 900 °C y se forma en la interfase α/γ y en el interior de la ferrita [1]. Además, se observa un aumento significativo de la fase γ_2 . Cabe destacar que a medida que la γ_2 sigue creciendo, esta necesita estabilizadores de la austenita (N y Ni), generando zonas ricas en Cr y Mo en la interfase γ_2/α . Por cuanto el Mo tiene un coeficiente de difusión alto, este se agrupa en la interfase de γ/α , formando una zona enriquecida en Mo favoreciendo la nucleación de χ . A medida que aumenta el tiempo, esta fase χ se transforma gradualmente en la fase σ . Esto se debe a que la fase χ proporciona un sitio propicio para la nucleación del σ [20]. Finalmente, a las 6 h de tratamiento, se aprecia un aumento marcado de la fracción de fases σ y γ , con una disminución pronunciada de la α . Estos cambios microestructurales coinciden con los reportados por Rodríguez et al. y Badji et al., quienes estudiaron las transformaciones de fase durante procesos de soldadura y tratamientos de recocido a 850 °C y 875 °C, observando la presencia de σ en la interfase α/γ y el crecimiento preferencial a lo largo de la α consumiéndola gradualmente, debido a la alta difusión de los que conforman la fase σ como el cromo y molibdeno, motivada por la similitud entre la estructura tetragonal de σ y la estructura BCC de la α en la red cristalina [13, 21].

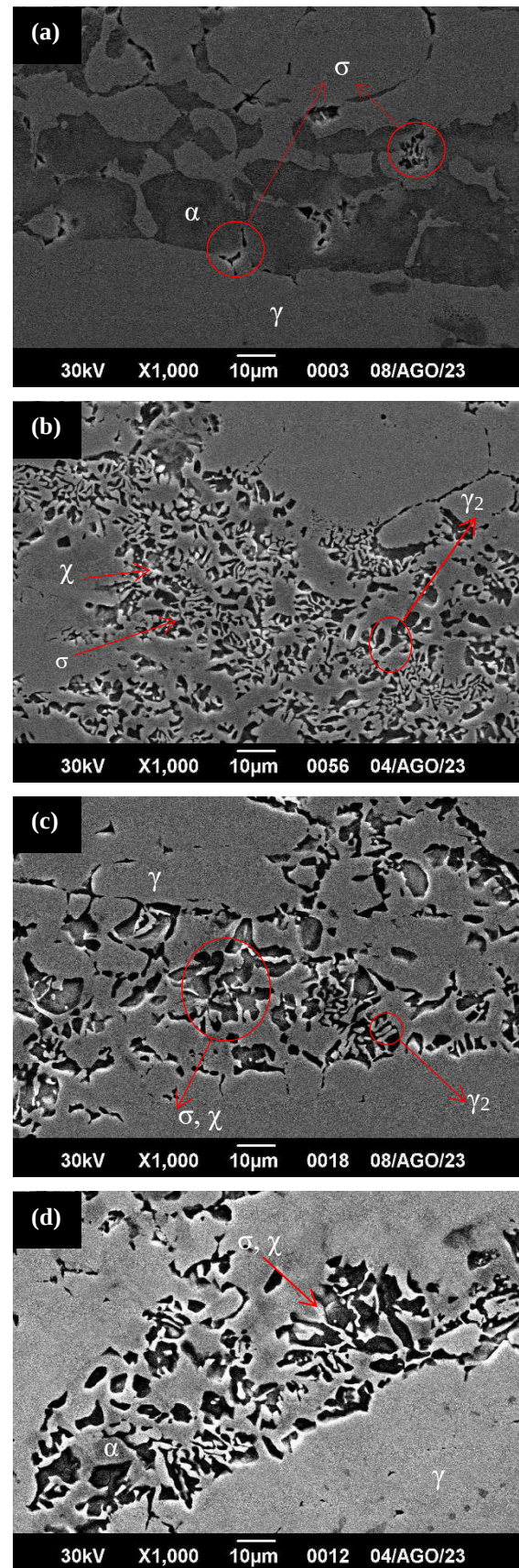


Fig. 5. Micrografías obtenidas por MEB de las muestras tratadas a 800 °C (a) 1 h, (b) 3 h, (c) 5 h y (d) 6 h.

Las precipitaciones de fases secundarias ocurren en sitios de alta energía, como la interfase, inclusiones, puntos triples, dislocaciones y vacancias. La fase σ se origina inicialmente por descomposición eutectoide y la fase χ ocurre en tiempos más cortos y en menor cantidad e impulsa a la formación de σ [8].

Las Figuras 6 y 7 visualizan los resultados del análisis mediante EDS de las muestras tratadas a 800 °C por 5 h y 6 h. En la Figura 6, se observa la precipitación preferencial de la fase σ dentro de la α consumiéndola gradualmente. Por otro lado, se evidencia la morfología característica de la descomposición eutectoide de la fase α en las fases σ y γ_2 tal como se ha reportado por diversos investigadores. Los EDS correspondientes a cada una de las fases, confirman la presencia de zonas muy brillantes con alto contraste a lo largo de la fase σ y entre los bordes de grano α/γ (punto a), cuyos análisis revelan un incremento en el porcentaje en peso de Mo alcanzando un total de 4.84%, lo que confirma la presencia de la fase χ . Así mismo, se puede observar la fase σ por el alto porcentaje de Cr (punto b) con un porcentaje de 30.07% en peso. Dichas observaciones, concuerdan con las reportadas por Chen et al y Trocoli et al. [12,22], quienes en sus respectivos trabajos observaron la presencia de partículas χ a tiempos muy cortos de tratamiento y que se transforman en σ a tiempos de tratamientos más prolongados.

La precipitación de la fase σ origina que la matriz quede enriquecida de níquel elemento estabilizador de la γ , dando como resultado austenita secundaria (γ_2) con una composición química muy similar a la de la γ generada a altas temperaturas [1]. En las micrografías se corrobora y visualiza la aparición de una γ_2 (punto c), con una morfología que se asemeja a la del tipo Widmanstatten de forma acicular y alargada. El análisis químico elemental destaca un alto contenido de níquel (6.06% en peso), confirmando así su presencia. Este tipo de morfología se presenta en un rango de temperaturas entre 650 y 850 °C, en el que la difusión de γ_2 es más rápida [12].

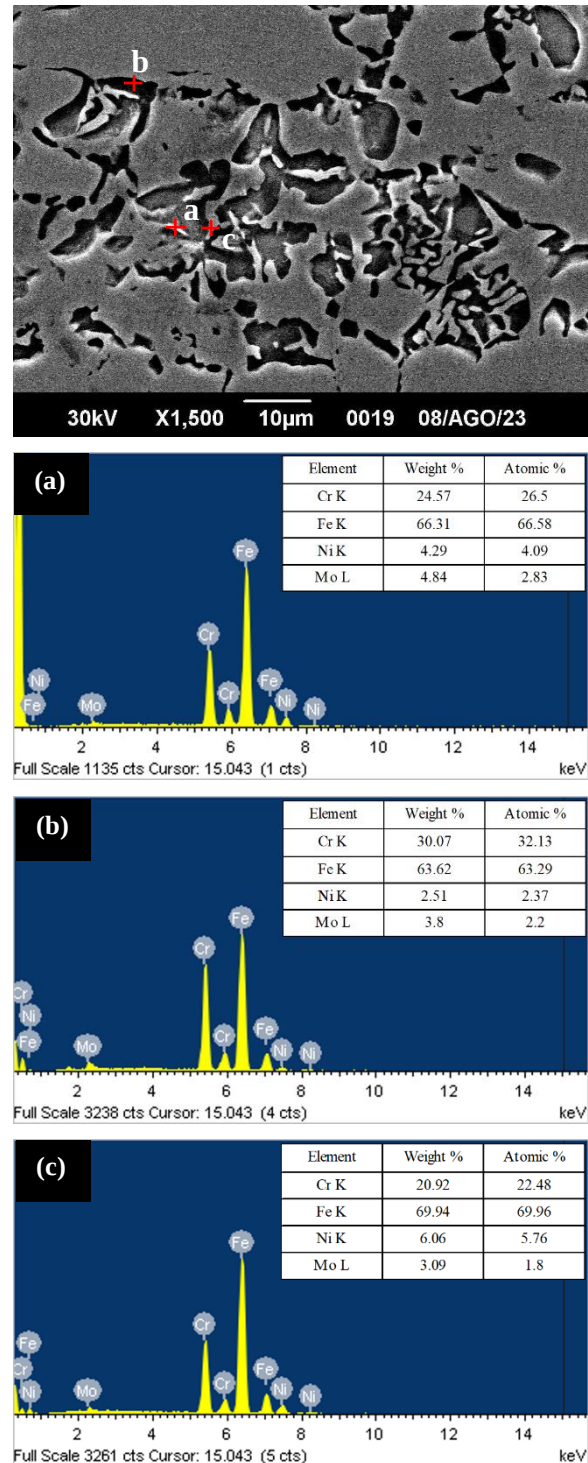


Fig. 6. Micrografía obtenida por MEB a 1500X de la muestra del acero tratada durante 5 h y análisis EDS de las fases presentes.

Finalmente, en la Figura 7 se visualiza la morfología del tipo coralino de la fase σ (punto a), con un alto contenido en Cr (25.82% en peso). Así mismo, se corrobora la

presencia de la fase γ_2 (punto b y c) con un alto contenido de Ni 5.02% en peso, producto de la descomposición eutectoide cuya composición química se aproxima a la de la γ generada a altas temperaturas [1].

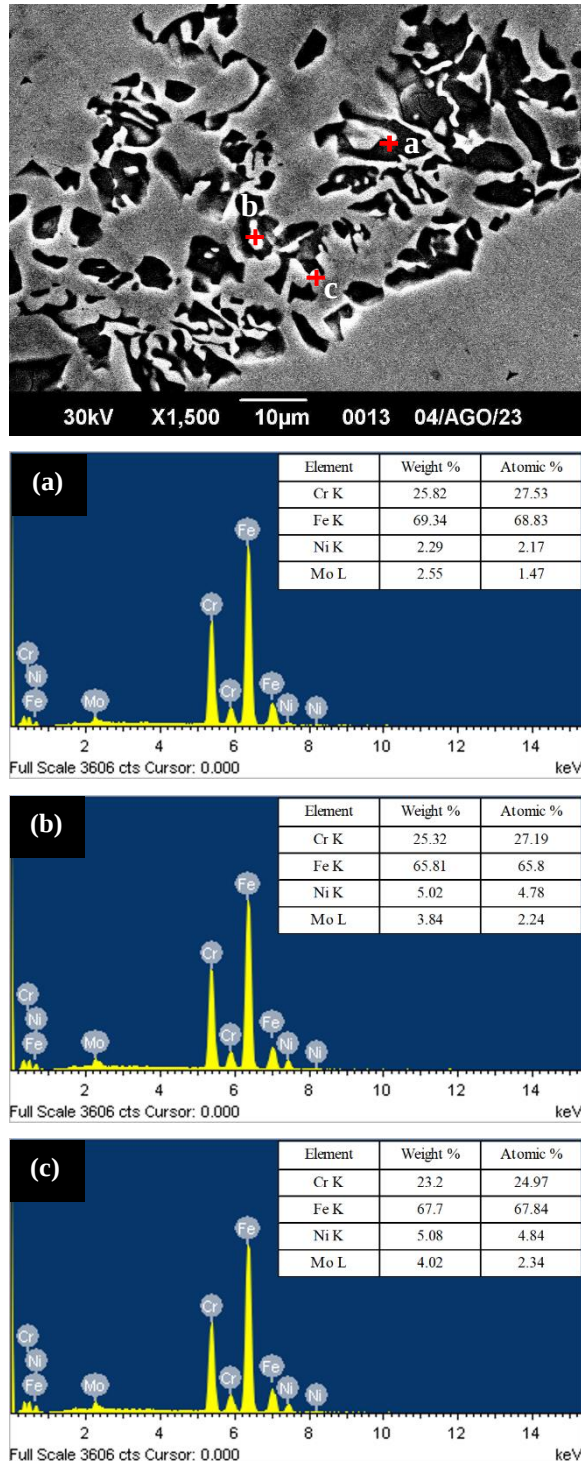


Fig. 7. Micrografía obtenida por MEB a 1500X de la muestra del acero tratada durante 6 h y análisis EDS

de las fases presentes.

CONCLUSIONES

La caracterización microestructural por MO en las muestras en estado de entrega evidenció una fracción equilibrada de las fases reportando una proporción de α de un 52.05 ± 1.91 % y de γ de un 47.95 ± 1.91 %. En cuanto a las muestras tratadas térmicamente a 800 °C, los resultados obtenidos evidenciaron un aumento significativo de la precipitación de fases intermetálicas en los bordes de grano α/α y α/γ , entre las cuales destacan la fase σ . Asimismo, se observa y se corrobora la formación de γ_2 , a medida que aumenta el tiempo de tratamiento, alcanzando a 6 h de tratamiento una microestructura con un 37.64% de intermetálicos, un 15.44% de α , y un 46.92% de γ .

Los estudios y análisis realizados por MEB y EDS, evidenciaron la presencia y precipitación de la fase σ entre los bordes de grano α/α y α/γ y hacia el interior de la ferrita con una morfología del tipo coralino con un alto contenido de Cr y Mo. Esta morfología es característica de la descomposición eutectoide de la α en γ_2 y σ . Por otro lado, los resultados revelan la presencia de zonas muy brillantes y altamente contrastadas a lo largo de la fase σ , las cuales se distinguen por un incremento del porcentaje en peso de Mo, lo que hace suponer la presencia de la fase χ . Así mismo, se evidenció la aparición de γ_2 con una morfología en forma acicular, tipo Widmanstätten.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen a la Sección de Materiales y de Microscopía 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. 14-47.

- [2] Hernández G., Ibars J. (2012) “*Directrices Prácticas para la Fabricación de los Aceros Inoxidables Dúplex*”, International Molybdenum Association (IMOA), Primera edición, Londres, pp. 1-64.
- [3] Biserova A. (2021) “Estudio del comportamiento del acero inoxidable dúplex y superdúplex después de deformación plástica severa”, Universidad de Barcelona, Departamento de Ciencia e Ingeniería de los Materiales, pp. 28-55.
- [4] Rincón M. (2015) “Diseño y caracterización de aceros inoxidables dúplex consolidados mediante la técnica de compactación en caliente asistida por campo eléctrico (field assisted hot pressing, FAHP)” Universidad Carlos III de Madrid, Departamento de Ciencia e Ingeniería de los Materiales, pp. 26-30.
- [5] Rodríguez M., Almagro J., Botella J., Valerga P. (2004) “Cinéticas de transformación de fases a 850°C de aceros inoxidables dúplex clásicos (2205 y 2507) y de uno nuevo de bajo contenido en níquel y alto en manganeso (DBNi)” *Bol. Soc. Esp. Ceram. Vidr.* 43(2): 238-240.
- [6] Pohl M., Storz O., Glogowski T. (2007) “Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel” *Mater. Charact.* 58 (1): 65–71. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2006.03.015>
- [7] Karlsson, L. (1999). “Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steels and weld metals: Metallurgy, influence on properties and welding aspects” *Weld. Res. Counc. Bull.* 43 (438): 1-23.
- [8] Serna C., Duarte S. (2007) “Precipitación de fases intermetálicas de aceros inoxidables dúplex sometidos a tratamientos térmicos a temperatura de 850°C” *Sci. Tech.* 36: 519-523.
- [9] Warren A., Harniman R., Guo Z., Younes C., Flewitt P., Scott T. (2016) “Quantification of sigma phase evolution in thermally aged 2205 duplex stainless steel” *J Mater Sci*, 57: 694-707. <http://dx.doi.org/10.1007/s10853-015-9131-9>
- [10] Lee K., Cho H., Choi D. (1999) “Effect of Isothermal Treatment of SAF 22005 Duplex Stainless Steel on Migration of δ/γ Interface Boundary and Growth of Austenite” *J. Alloys Compd.* 285: 156-161. [https://doi.org/10.1016/S0925-8388\(99\)00014-6](https://doi.org/10.1016/S0925-8388(99)00014-6)
- [11] Gao T., Wang J., Sun Q., Han P. (2018) “Corrosion Behavior Difference in Initial Period for Hot Rolled and Cold-Rolled 2205 Duplex Stainless Steels” *Metals* 8(6): 407. <https://doi.org/10.3390/met8060407>
- [12] Trocoli P., Rodríguez E., Mendoza R., González 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 Metal.* 55(1): 1-16. <https://doi.org/10.3989/revmetalm.135>
- [13] Rodríguez E., Stella J., Kryzanowskyj A., Amorero L. y Mateo A. (2012) “Caracterización de la respuesta ultrasónica de un acero dúplex 2205 durante la disolución de la fase sigma” *Rev. LatinAm. Metal. Mater*, 32 (1): 49-60.
- [14] ASTM E3-11 (2017) “Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens” ASM International, West Conshohocken, USA.
- [15] ASTM E562-19 (2019) “Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count” ASM International, West Conshohocken, USA.
- [16] ASTM E112-13 (2021) “Standard Test Methods for Determining Average Grain Size”, ASM International, West Conshohocken, USA.
- [17] Sidorovas L., Cedeño K., Rodríguez M. (2014) “Evaluación del comportamiento mecánico y microestructural del acero inoxidable AISI201 expuesto a corrosión acelerada” *Revista de Ingeniería UC*, 21(1): 50-61.
- [18] Callister W., Rethwisch D. (2017) “*Materials Science and Engineering*” Wiley, Decima Edición, pp. 108-109.

- [19] Escriba D., Materna-Morris E., Plaut R., Padilha A. (2009) "Chi-phase precipitation in a duplex stainless steel" *Mater. Charact.* 60(11): 1214-1219. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2009.04.013>
- [20] Yang S., Chen Y., Chen C., Huang W., Lin D. (2015) "Microstructural characterization of $\delta/\gamma/\sigma/\gamma_2/\chi$ phases in silver-doped 2205 duplex stainless steel under 800°C aging" *J. Alloys Compd.* 633: 48-53. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.01.165>
- [21] Badji R., Bouabdallah M., Bacroix B., Kahloun C., Belkessa B., Maza H. (2008) "Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds" *Mater. Charact.* 59(4): 447-453. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2007.03.004>
- [22] Chen T., Yang J.R., (2001). "Effects of solution treatment and continuous cooling on σ -phase precipitation in a 2205 duplex stainless steel" *Mater. Sci. Eng A* 311: 28-41. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)00911-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)00911-X)