

CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LA PRECIPITACIÓN Y DISOLUCIÓN DE LA FASE SIGMA EN EL ACERO SAF 2507

NAKARY MEDINA, EDDA RODRÍGUEZ, JORGE STELLA

Departamento de Ciencias de los Materiales, Universidad Simón Bolívar, Apdo. 89000, Caracas 1080-A, Venezuela
nakarymedina@gmail.com, eprato@usb.ve, jstella@usb.ve

Recibido: diciembre de 2010

Recibido en forma final revisado: agosto de 2011

RESUMEN

El presente estudio tiene como objetivo la caracterización microestructural de muestras de acero superdúplex SAF 2507, sometidas a tratamientos de envejecimiento a 875 y 970 °C. En el primer caso se promueve la precipitación de la fase sigma y en el segundo, su disolución. La evolución microestructural observada en ambos tratamientos, se analizó mediante microscopía óptica y electrónica de barrido. Los resultados obtenidos indican que la cantidad relativa de la fase sigma aumenta progresivamente con el tiempo de envejecimiento a 875 °C, observándose una transformación casi total de la fase ferrita en fase sigma y austenita secundaria. Por otra parte, a medida de que se aumenta el tiempo de tratamiento a 970 °C, se observa una reducción del porcentaje de fase sigma y un aumento de la fase ferrítica. Asimismo, se evidencia el efecto de la precipitación de la fase sigma sobre la dureza.

Palabras clave: Acero inoxidable superdúplex, Envejecimiento, Disolución, Fase Sigma, Austenita Secundaria.

MICROSTRUCTURAL CHARACTERIZATION OF THE SIGMA PHASE PRECIPITATION AND DISSOLUTION IN THE SAF 2507 STEEL

ABSTRACT

This study shows the characterization of a superduplex stainless steel SAF 2507 after aging treatments at 875 and 970 °C. The first treatment promotes the precipitation of the sigma phase and the second one, its dissolution. The microstructural evaluation of both treatments was carried out by optical and scanning electron microscopy. The results showed an increase of the sigma phase fraction with the time of aging treatment at 875 °C, and an almost complete transformation of the ferrite phase in sigma and secondary austenite. On the other hand, increasing the time of treatment at 970 °C promotes a reduction of the sigma phase and the corresponding increase of the ferrite phase fraction. Furthermore, the study also showed the effect of sigma phase precipitation on the hardness.

Keywords: Superduplex stainless steel, Aging treatment, Dissolution, Sigma phase, Secondary austenite.

INTRODUCCIÓN

Los aceros dúplex son un tipo de acero inoxidable cuya composición ha sido ajustada para obtener una microestructura con fracciones similares de ferrita (α) y austenita (γ). Uno de los tipos de acero dúplex más utilizados son los llamados aceros superdúplex, entre los que destaca el acero tipo SAF 2507 o UNS S32750. Estos aceros contienen aproximadamente 25% Cr; 6-7% Ni; 3-4% Mo; 0,2% Cu; 0-2% W; 0,2-0,3% N. Los mismos se desarrollaron a fin de conseguir una mayor resistencia a la corrosión en medios ricos en cloruros, como el agua de mar y en ambientes con altos contenidos de sulfuros, características que les confiere

una gran aplicabilidad en la industria petrolera y química (Davis, 1994; Álvarez, 2008).

Estos aceros 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 σ , χ , R, G, π , y ϵ . La fase sigma (σ) es la que demanda mayor atención en aceros dúplex y superdúplex, porque sólo la presencia de pequeñas fracciones afecta drásticamente las propiedades mecánicas, originando un excesivo endurecimiento y fragilización (Gunn, 1987).

La fase σ es básicamente un compuesto intermetálico Fe-Cr-Mo con estructura cristalina tetragonal y termodinámicamente estable en aceros inoxidable dúplex a temperaturas entre 600 y 1100 °C dependiendo de la aleación. Esta fase presenta altos contenidos de elementos como Cr, Mo, Si y W, y bajas fracciones de Ni y Mn. La composición típica en aceros inoxidable dúplex varía en los rangos de 20-28% Cr; 3-5% Ni; 3-9% Mo; 0-7% W, dependiendo de la composición del acero y la temperatura de formación (Pohl *et al.* 2007).

Existe mucha controversia en cuanto al mecanismo de nucleación de la fase σ en los aceros dúplex. Una de las hipótesis involucra la formación de dicha fase a partir de carburos. Es así como algunos trabajos han descrito e investigado que la precipitación de la fase σ se asocia con la presencia localizada de carburos del tipo $M_{23}C_6$. Otro mecanismo propuesto es el que ocurre principalmente a través de la descomposición eutectoide de α , en σ y austenita secundaria (γ_2). Dicha transformación ocurre debido a que la ferrita es termodinámicamente inestable entre 600 y 1000 °C y posee una proporción más elevada de los elementos formadores de la fase σ , por ejemplo: Cr y Mo (Lo *et al.* 2009).

La precipitación de la fase σ reviste gran importancia en los aceros dúplex debido a su fácil formación respecto al resto de las fases secundarias que pueden formarse durante los tratamientos térmicos y a su eventual influencia en las propiedades químicas y mecánicas de estos aceros. La presencia de la fase σ afecta en gran medida la tenacidad y ductilidad, tanto a temperaturas elevadas como a temperatura ambiente.

Estudios microestructurales en muestras de acero SAF 2507, deformadas y tratadas térmicamente a elevadas temperaturas, han determinado que la fase α existente se transforma casi totalmente en fase σ y γ_2 , formándose igualmente pequeñas cantidades de nitruros de cromo. Igualmente se ha determinado que la fase σ se estabiliza después de dos horas de tratamiento (Rodríguez *et al.* 2004). Otros por su parte, han sugerido que el incremento en el tiempo de envejecimiento es proporcional al incremento del porcentaje de precipitación de fase σ (Zhang *et al.* 2009).

Nilsson *et al.* (2000) y Pohl *et al.* (2007) observaron que a medida que aumenta la temperatura de tratamiento, la fase σ puede presentar una morfología más compacta y de mayor tamaño. Mientras que al ser tratadas a temperaturas más bajas la morfología es del tipo coralino. Otros, por su parte, han mostrado que los cambios microestructurales que ocurren en estos aceros se ven influenciados por la proporción de las fases que la aleación posee originalmente;

sin embargo, la composición química obtenida en la fase σ es independiente del tiempo de exposición a la que son sometidas las muestras (Dobrzensky *et al.* 2004). Por otra parte, se ha reportado la relación entre la resistencia a la corrosión por picadura y la precipitación de la fase σ en conjunto con la formación de γ_2 . La precipitación de la fase σ origina un notable agotamiento de Cr en los bordes de grano y, por lo tanto, un fuerte deterioro de las propiedades protectoras de la película pasiva (Angelini *et al.* 2004).

La mayoría de los estudios realizados en aceros dúplex, describen el efecto de la aparición de la fase σ en el intervalo de temperatura entre 600 y 1000 °C. No obstante, muy pocos han considerado su disolución, la cual ocurre a temperaturas más altas. Trabajos recientes han mostrado interés en este tema dado las implicaciones que a nivel industrial conlleva la disolución de la fase σ sobre las propiedades mecánicas del acero (Garin *et al.* 2010). Lo anterior es la razón por la cual en el presente estudio se evalúan los cambios microestructurales en muestras de acero superdúplex SAF 2507, que han sido tratadas térmicamente a 875 °C con el propósito de promover principalmente la precipitación de la fase σ y a 970 °C para disolverla de forma gradual.

TÉCNICAS EXPERIMENTALES

El material en estudio es un acero comercial SAF 2507 (UNS32750) en forma de barra cilíndrica maciza de 2 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 superdúplex SAF 2507 (% en peso)

Cr	Fe	Ni	Mo	Mn	Si	N	C
25,15	62,45	6,96	3,91	0,77	0,3	0,282	0,014

El estudio se realizó en dos etapas. En la primera etapa, se sometió un grupo de muestras a un tratamiento térmico de envejecimiento a 875 °C por diferentes intervalos de tiempo entre 0 y 600 minutos seguido de un enfriamiento dentro del horno, a fin de promover la aparición de la fase σ en distintas proporciones. En la segunda etapa, se tomó un grupo de muestras, las cuales fueron envejecidas a 875 °C por 120 min y enfriadas en el horno antes de ser tratadas a 970 °C por diferentes intervalos de tiempo (5, 15, 30, 60, 90 y 120 minutos), con la finalidad de disolver la fase σ previamente formada. Luego del tratamiento de disolución, las muestras fueron enfriadas en agua. El horno utilizado en cada una de estas etapas fue de marca AC-Ceramics, modelo 089315.

Todas las muestras fueron preparadas metalográficamente

de acuerdo a la norma ASTM E3-01 (ASTM, 2007). El estudio permitió caracterizar la evolución microestructural en función de los tiempos de tratamiento de precipitación y disolución por medio de microscopía óptica en un microscopio marca Olympus, modelo PMG3 equipado con un sistema de captura de imágenes digital 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 10 segundos. Adicionalmente se estimó el tamaño de grano austenítico y se realizaron ensayos de dureza Rockwell C en cada una de las muestras.

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Caracterización microestructural de las muestras tratadas a 875 °C

Microscopía óptica

En la Figura 1 se muestra la microestructura del acero SAF 2507 en estado de entrega. Como se puede apreciar, la microestructura corresponde a una estructura bifásica en la cual la zona más oscura representa a la fase ferrítica (α) y la más clara representa a la fase austenítica (γ). Ambas fases muestran una distribución uniforme en la microestructura.

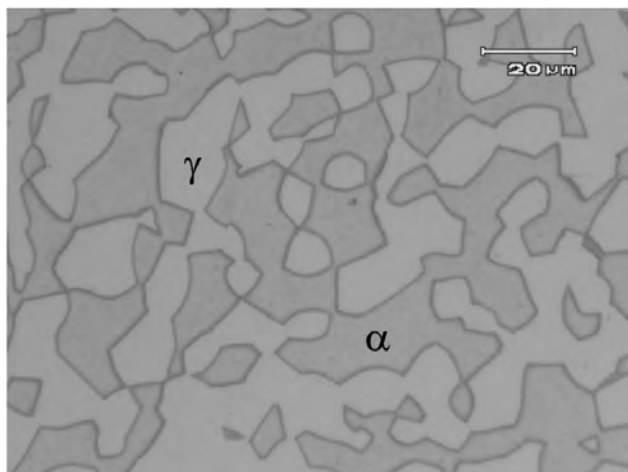


Figura 1. Fotomicrografía obtenida por microscopía óptica de una muestra de acero SAF 2507 sin tratamiento térmico

En la Figura 2 se presentan tres fotomicrografías representativas de la evolución microestructural de las muestras una vez sometidas al tratamiento envejecimiento a 875 °C. Como puede apreciarse en la Figura 2(a), a los 5 min de tratamiento ya se ha iniciado la transformación de la α en α y γ_2 . En todos los casos se observó que la fase σ nuclea preferencialmente en la interfase α/γ y su crecimiento se extiende a partir de la fase α , consumiéndola

gradualmente. En las Figuras 2(b) y 2(c) se evidencia el aumento de la fracción de la fase σ a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento. Por otro lado, se observa una transformación casi total de la fase α en fase σ y γ_2 , producto de la transformación eutectoide que toma lugar en este rango de temperatura. La morfología de la fase σ se presenta como partículas de pequeño tamaño siguiendo una morfología del tipo coralino, distribuidas uniformemente en las zonas ocupadas originalmente por los granos de α . A bajas temperaturas la cantidad de fase σ que nuclea al comienzo de la precipitación es muy alta, pero la baja velocidad de difusión por efecto de las bajas temperaturas, genera una sobresaturación localizada permitiendo así una alta densidad de precipitados cuya morfología es del tipo coralino (Pohl *et al.* 2007).

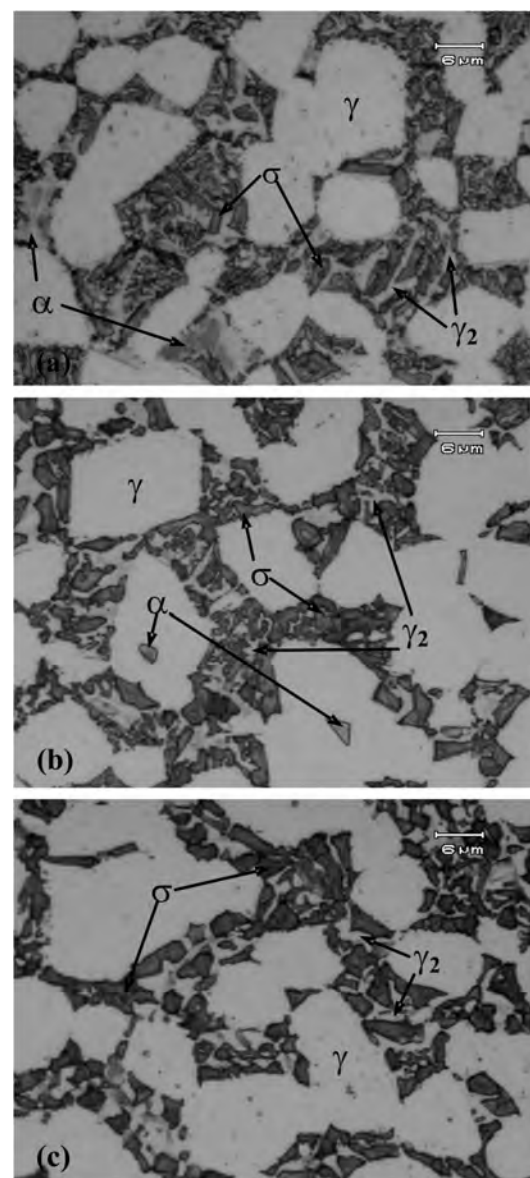


Figura 2. Fotomicrografías obtenidas por microscopía óptica de muestras de acero SAF 2507 tratadas a 875 °C. (a) 5 min (b) 30 min, (c) 600 min

La Figura 3 muestra la fracción de área, determinada mediante metalografía óptica cuantitativa de cada una de las probetas tratadas a 875 °C. En la misma se observa que entre los 5 y 120 min, ocurre una transformación casi total de la fase α en fase σ y γ_2 . Asimismo se aprecia un incremento de la fase σ y de la γ a medida que aumenta el tiempo de tratamiento, alcanzando a los 120 min de tratamiento un 30% y 70%, respectivamente.

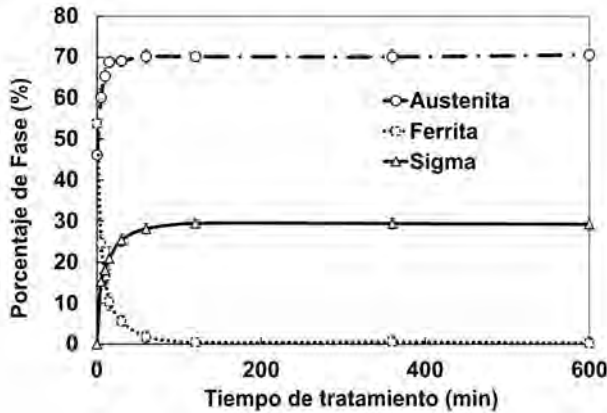


Figura 3. Evolución de las fases α , γ y σ presentes en las muestras tratadas a 875 °C

Tamaño promedio del grano austenítico

La Figura 4 muestra la variación del tamaño de grano promedio austenítico, en cada una de las probetas tratadas a 875 °C. En general, los resultados obtenidos muestran un incremento significativo del tamaño de grano austenítico hasta los 30 min de tratamiento y muy poca variación a medida que aumenta el tiempo. Este incremento significativo hasta 30 min está relacionado con el efecto del tiempo y la temperatura durante el tratamiento de recocido. No obstante, la tendencia que se aprecia finalmente podría estar relacionada con la presencia significativa de la fase σ , que sirve de barrera al crecimiento de los granos de austenita.

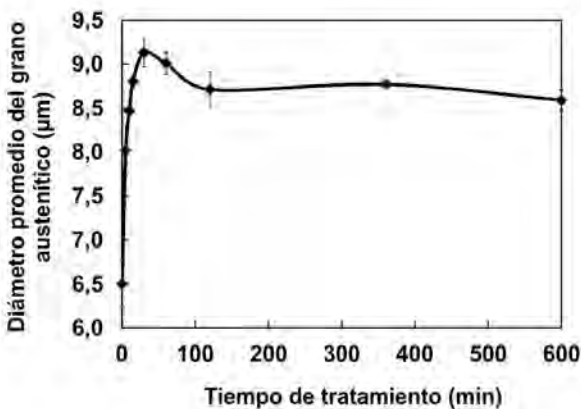


Figura 4. Variación del tamaño promedio del grano austenítico, durante el tratamiento a 875 °C

Dureza

En la Figura 5 se observan los valores de dureza Rockwell C (HRC) de cada una de las probetas tratadas a 875 °C. En general, los resultados obtenidos muestran un incremento de 23 a 38 HRC principalmente hasta 5 min de tratamiento, intervalo de tiempo en el que la fracción de fase σ ha alcanzado un 15%. Después de este intervalo de tiempo, los valores muestran muy poca variación. Este comportamiento corrobora el efecto que tiene la presencia de esta fase intermetálica sobre los valores de dureza particularmente en el lapso cuando la fracción de ésta se incrementa notablemente. Por otro lado, sugiere que la evaluación sólo permite determinar el efecto de la fase σ en el material bajo estudio, pero no permite correlacionarla con la cantidad relativa de esta fase. (Pohl *et al.* 2007; Lo *et al.* 2009).

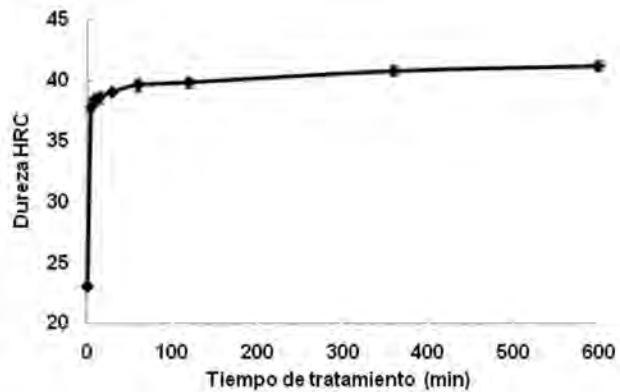


Figura 5. Dureza Rockwell C de las muestras de acero SAF 2507 tratadas a 875 °C

Microscopía electrónica

Las Figuras 6 y 7 muestran las fotomicrografías obtenidas por medio de MEB de las probetas tratadas a 875 °C. Las observaciones revelan la presencia y precipitación de la fase σ en la interfase α/γ . La Figura 6 muestra un aspecto general de la probeta tratada por 10 min y en la misma se detallan los EDX de cada una de las fases evaluadas. Los porcentajes en peso y atómico obtenidos del EDX realizado a cada una de las fases presentes en la microestructura, coinciden con los valores reportados por la literatura (Gunn, 1987; Lo *et al.* 2009; Rodríguez *et al.* 2004).

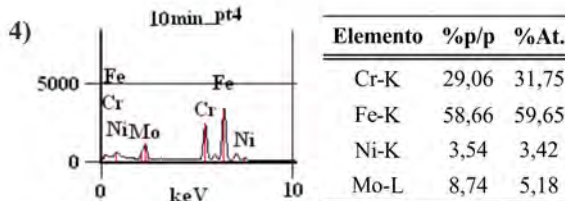
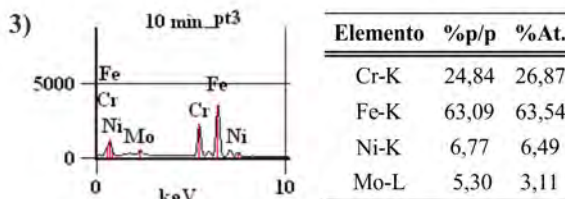
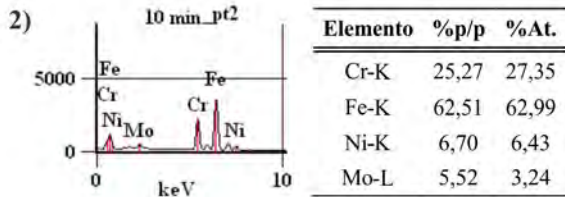
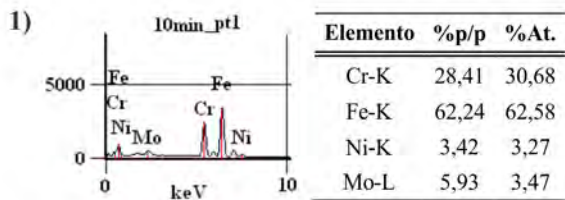
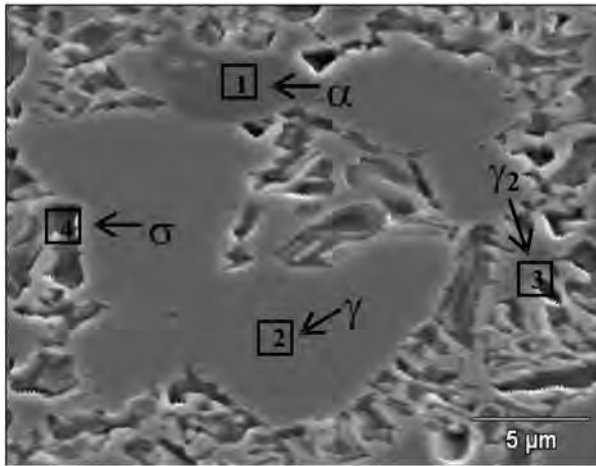


Figura 6. Fotomicrografía obtenida por MEB a 5000X de una muestra de acero SAF 2507 tratada a 875 °C por 10 min y análisis EDX de las fases presentes

En la Figura 7 se observa la presencia de pequeños y escasos precipitados alineados que pudieran suponer la presencia de pequeños carburos de cromo, los cuales podrían estar asociados con la precipitación de la fase σ en la interfase α/γ . Sin embargo, la presencia de estos carburos

en las muestras resultó ser muy escasa, razón por la cual no existen suficientes evidencias para afirmar que éste sería el mecanismo predominante para la precipitación de la fase σ .

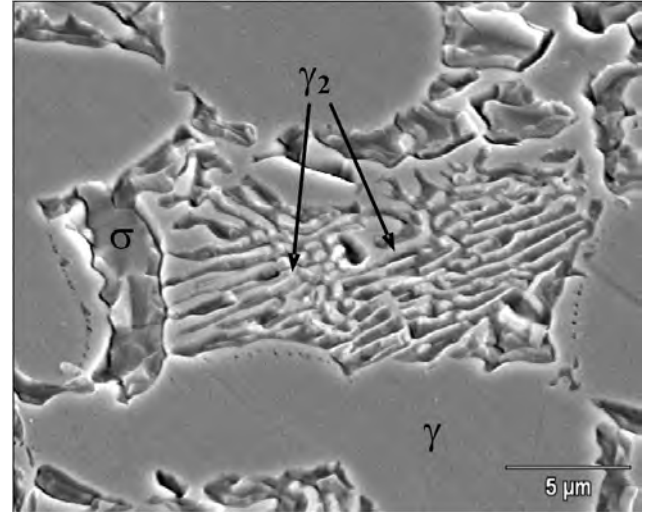


Figura 7. Fotomicrografía obtenida por MEB de una muestra de acero SAF 2507 tratada a 875 °C por 120 min

En la Figura 8 se presentan fotomicrograffas obtenidas por MEB de las fisuras encontradas en las muestras tratadas a 875 °C por 120 min. En la misma se observa el agrietamiento y la propagación de una grieta a lo largo de la fase σ . La facilidad de que se propaguen las grietas en este tipo de acero, se debe al tipo de morfología coralino de la fase σ que se produce a esta temperatura, lo cual ha sido reportado por Pohl *et al.* (2007). Dichos estudios han mostrado, que a bajos niveles de deformación en este tipo de material, se pueden generar pequeñas fracturas transcristalinas a lo largo de la fase σ . La morfología tipo coralino de σ , promueve la rápida propagación de las grietas a través de esta fase siendo las zonas alrededor de la ferrita forzadas al clivaje, mientras que las fases austeníticas muestran fractura tipo dúctil (Pohl *et al.* 2007).

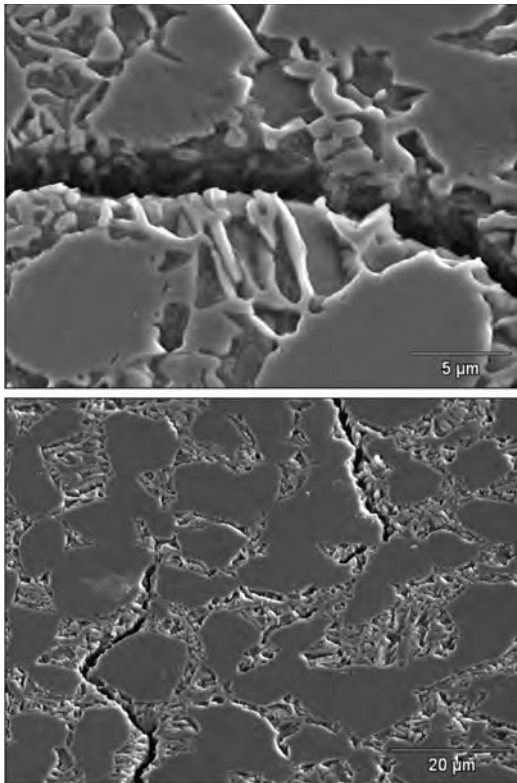


Figura 8. Fotomicrografías obtenidas por MEB a 5000 y 1500X de las muestras de acero SAF 2507 tratadas térmicamente a 875 °C a 120 min

Caracterización microestructural de las muestras tratadas térmicamente a 970 °C.

Microscopia óptica

La Figura 9 muestra la microestructura de una probeta de acero SAF 2507 tratada térmicamente a 875 °C. En la misma, se observa una transformación casi total de la fase ferrítica en fase sigma, apreciándose claramente la fase austenítica (región clara) y la fase σ (región oscura) representada como partículas compactas en forma de corales de bajo tamaño

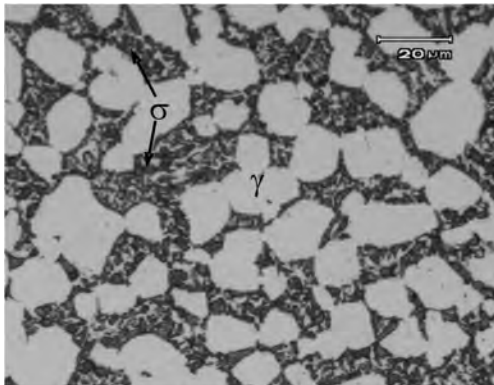


Figura 9. Fotomicrografía obtenida por microscopia óptica de una muestra de acero SAF 2507 tratada a 875 °C por 120 min, donde se ha promovido significativamente la precipitación de la fase σ

relativo. Por otro lado, se evidencian zonas muy pequeñas casi imperceptibles de la fase ferrítica. La fracción de área determinada en la muestra tratada a 120 min, alcanzó un 70% de austenita (γ), 29% de sigma (σ), y 1% de ferrita (α).

En la Figura 10, se observan tres fotomicrografías de muestras de acero SAF 2507 envejecidas previamente a 875 °C, y posteriormente tratadas a 970 °C por 5 min (a), 30 min (b) y 120 min (c), con la finalidad de disolver la fase σ . En la misma se aprecia una disminución de la fracción de la fase σ inicial a medida de que aumenta el tiempo de tratamiento, así como también un incremento significativo de la cantidad de la fase α .

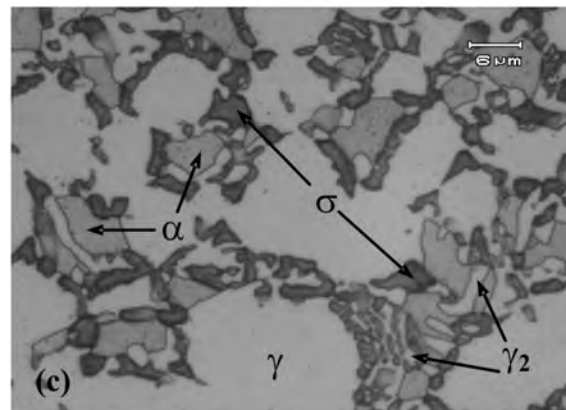
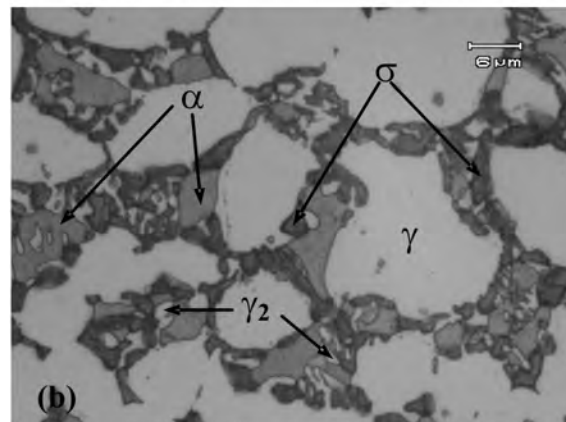
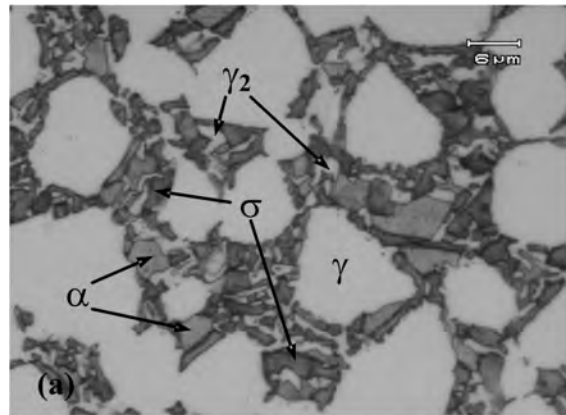


Figura 10. Fotomicrografías obtenidas por microscopia óptica de las muestras de acero SAF 2507 tratadas a 970 °C por (a) 5 min, (b) 30 min, (c) 120 min

La Figura 11 indica la fracción de área determinada mediante metalografía óptica de las fases α , γ y σ , durante el tratamiento de disolución a 970 °C. Los resultados obtenidos muestran una disminución de la fase σ hasta un 23 ± 2 y de la fase γ hasta 58 ± 2 , así como un aumento en la cantidad de la fase α hasta 19 ± 2 . Asimismo, los resultados obtenidos no muestran una total disolución de la fase σ sino una disminución de un 7%, estabilizándose a medida de que aumenta el tiempo de tratamiento. Tal comportamiento obedece a que la temperatura de disolución total de la fase σ se alcanza a partir de los 1100 °C (Pohl *et al.* 2007; Lo *et al.* 2009; Angelini *et al.* 2004; Maehara *et al.* 1983; Karlsson, 1999). Es pertinente el mencionar que la lenta e incompleta disolución de la fase σ , contribuye con los objetivos de esta investigación, en la cual se busca la caracterización microestructural de muestras con disolución parcial de la fase σ .

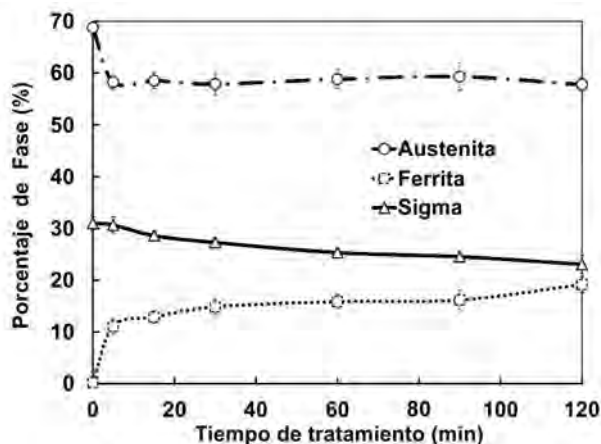


Figura 11. Evolución de las fases α , γ y σ presentes en las muestras de acero SAF 2507 durante el tratamiento de disolución a 970 °C

Tamaño promedio del grano austenítico

En la Figura 12 se observa la variación del tamaño de grano promedio austenítico para las muestras tratadas a 970 °C.

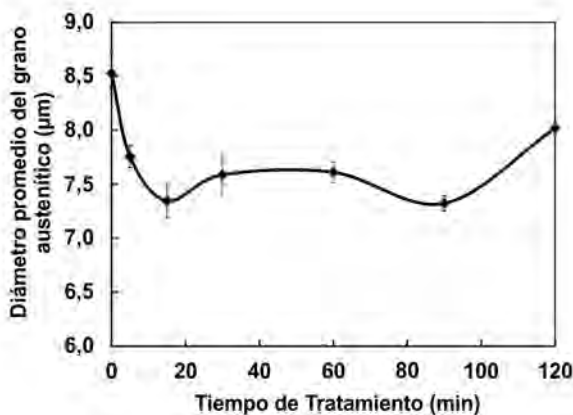


Figura 12. Variación del tamaño promedio del grano austenítico, durante el tratamiento de disolución de la fase σ a 970 °C

En general se observa una leve disminución de 8,5 a 7,3 μm hasta 15 min y muy poca variación a medida de que aumenta el tiempo de tratamiento. Este comportamiento podría estar asociado a la disminución de la fracción austenítica producto de la reformación de α .

Dureza

En la Figura 13 se observan los valores de dureza Rockwell C (HRC), de cada una de las probetas durante el tratamiento de disolución a 970 °C. Los resultados obtenidos muestran una leve variación a medida de que aumenta el tiempo de tratamiento. Esta variación de la dureza podría estar asociada con la poca disolución de la fracción de fase σ , que ocurre a esta temperatura. Estos resultados corroboran la poca efectividad de las mediciones de dureza en la evaluación de estos aceros durante el tratamiento de disolución.

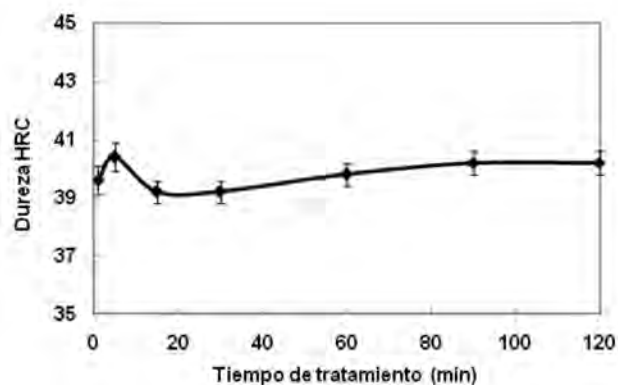


Figura 13. Dureza HRC de las muestras de acero SAF 2507, durante los tratamientos de disolución de la fase σ a 970 °C

Microscopía electrónica

En las Figuras 14 y 15 se observan las fotomicrografías obtenidas por MEB de las muestras tratadas a 970 °C por 5

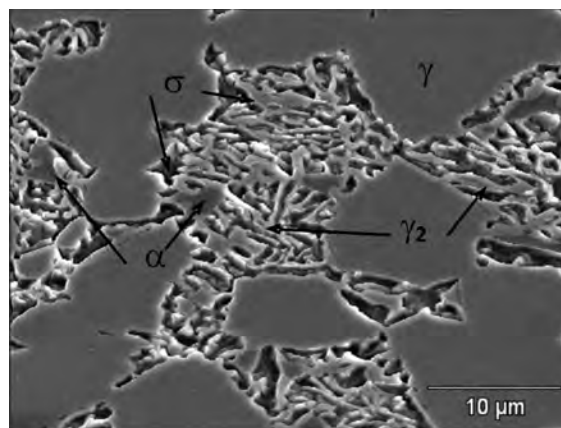


Figura 14. Fotomicrografía obtenida por MEB a 3000X de la muestra de acero SAF 2507 tratada térmicamente a 970 °C por 5 min

y 15 minutos. En general se revela la presencia de la fase σ en la interfase α/γ , con una morfología del tipo coralino cuya presencia y tamaño disminuye a partir de los 5 min de tratamiento.

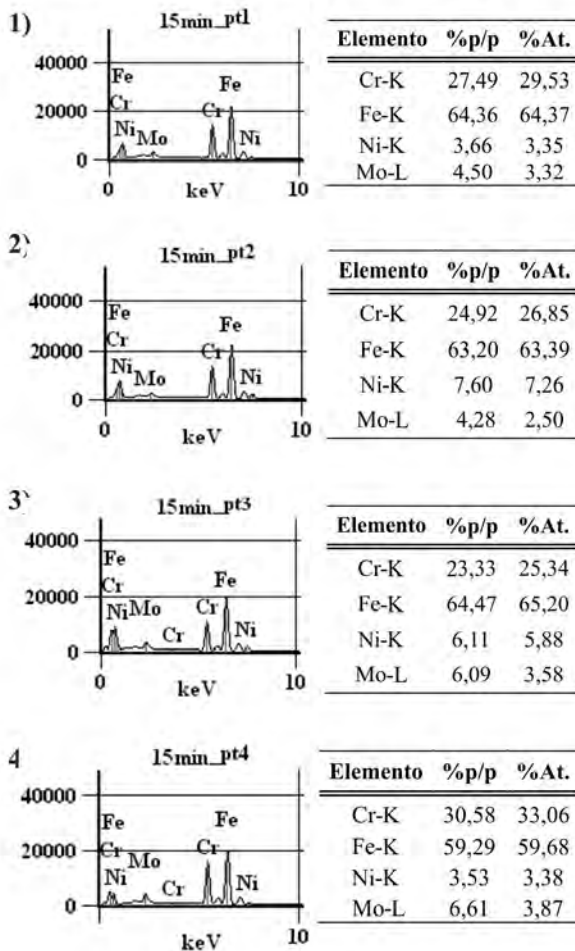
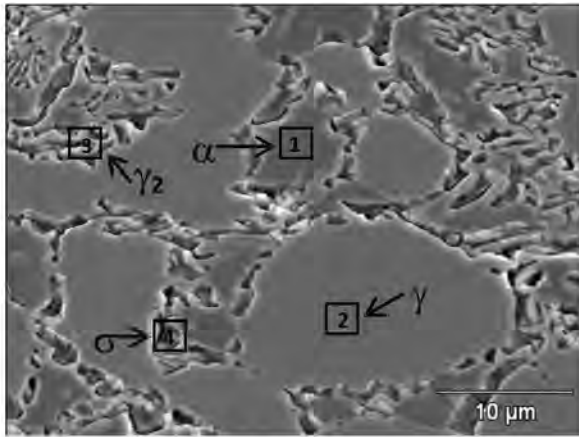


Figura 15. Fotomicrografía obtenida por MEB a 3000X de una probeta de acero SAF 2507 tratada térmicamente a 970 °C por 15 min y análisis EDX de las fases presentes

La Figura 15 revela el aspecto y la composición de cada una de las fases en la probeta tratada por 15 min. Las Figuras 15(a), 15(b), 15(c) y 15(4) muestran los EDS

correspondientes a cada una de las fases. Los resultados confirman la presencia de la fase σ , por el alto porcentaje de Cr y Mo y la presencia de la fase α y γ , destacando una menor cantidad de Cr y Mo en la fase ferrítica y una mayor cantidad de Ni en la fase austenítica.

CONCLUSIONES

La evaluación microestructural de las probetas tratadas a 875 °C, reportan un incremento significativo de la fase σ precipitada en la interfase $\alpha-\gamma$ a medida de que aumenta el tiempo de tratamiento. Asimismo, se aprecia la formación de γ_2 , alcanzando a 600 min de tratamiento una microestructura 70% de γ , 29% de σ y casi un 1% de α . El incremento del tamaño de grano austenítico se debe al efecto del tiempo y la temperatura durante el tratamiento de recocido.

En cuanto a los tratamientos de disolución a 970 °C, los resultados obtenidos revelan un aumento en la fracción de la fase ferrítica y una disminución de la fracción de la fase σ , alcanzando a 120 min de tratamiento una fracción equivalente a un $23\pm 2\%$. Por su parte, las mediciones del tamaño de grano austenítico muestran una leve disminución y muy poca variación a medida de que aumenta el tiempo de tratamiento.

Las mediciones de dureza corroboran el efecto que tiene la presencia de la fase σ sobre las propiedades mecánicas del material, particularmente en el tiempo en que la fracción de ésta se incrementa notablemente. No obstante, los tratamientos de disolución muestran muy poca variación a medida de que la fracción de fase σ disminuye.

De esta forma se encontró que la dureza no es un parámetro que permita discernir la cantidad relativa de fase σ en las muestras tratadas. Sin embargo, un incremento de este valor sugiere la presencia de dicha fase en el material.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Decanato de Estudios de Postgrado de la Universidad Simón Bolívar por el apoyo financiero, a Sandvik de Venezuela por suministrar en calidad de donación el material bajo estudio y al Centro de Microscopia Electrónica de la Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales de la Facultad de Ingeniería de la UCV por el apoyo prestado.

REFERENCIAS

ÁLVAREZ, I. (2008). *Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys*. Recent Patents on Mechanical Engineering 1; 51-57.

- ANGELINI, E., DE BENEDETTI, B., ROSALBINO, F. (2004). *Microstructural evolution and localized corrosion resistance of an aged superduplex stainless steel*. Corrosion Science 46(6); 1351-1367.
- ASTM STANDARD E3-01. (2007). *Standard Guide for Preparation of metallographic specimens*. ASTM International, West Conshohocken, PA.
- DAVIS, JR. (1994). *Stainless Steels*. Metals Park ASM International, 7-9.
- DOBRAŃSKY, J., SZABO, P., BERECZ, T., HROTKO, V., PORTKO, M. (2004). *Energy-dispersive spectroscopy and electron backscatter diffraction analysis of isothermally aged SAF 2507 type super duplex stainless steel*. Spectrochimica Acta B 59; 1781-1788.
- GARIN, J., MANNHEIM, L., CAMUS, M. (2010). *Estudio de la disolución de fase sigma en un acero dúplex S31803*. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales 30(1); 46-53.
- GUNN, R. (1987). *Duplex stainless steels. Microstructure, properties and applications*. Inglaterra: Editorial Woodhead Publishing Ltd., 35-47.
- KARLSSON, L. (1999). *Intermetallic Phase Precipitation In Duplex Stainless Steels And Weld Metals: Metallurgy, Influence On Properties, Welding And Testing Aspects* WRC Bulletin 438; 1-20.
- LO, K. H., SHECK, C. H., LAI J. K. (2009). *Recent developments in stainless steels*. Materials Science and Engineering R 65; 39-104.
- MAEHARA, Y., OHMORI, Y., MURAYAMA, J., FUJINO, N., KUNITAKE, T. (1983). *Effects of alloying elements on σ phase precipitation in δ - γ duplex phase stainless steel*. Metal Science 17; 541-547.
- NILSSON, J.O., KANGAS, P., KARLSSON T., WILSON, A. (2000). *Mechanical properties, microstructural stability and kinetics of sigma-phase formation in 29Cr-6Ni-2Mo-0.38N superduplex stainless steel*. Metallurgical and Materials Transaction 31A: 35-45.
- POHL, M., STORZ, O., GLOGOWSKI, T. (2007). *Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel*. Materials Characterization 58(1); 65-71.
- RODRÍGUEZ, M., ALMAGRO, J., BOTELLA, J., VALERGA, P. (2004). *Cinéticas de transformación de fases a 850 °C de aceros inoxidable dúplex clásicos (2205 y 2507) y de uno nuevo de bajo contenido en níquel y alto en manganeso (DBNi)*. Revista Cerámicas y Vidrios 43(2); 237-242.
- ZHANG, W., ZOU, D., FAN, G., LI, J. (2009). *Influence of aging time on sigma phase precipitation in SAF 2507 super-duplex stainless steel*. Materials Science Forum 620-622: 355-358.