

# EFFECTO DEL TRATAMIENTO ISOTÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO DE UN ACERO INOXIDABLE DÚPLEX

L. A. Sáenz , J. A. Arruti

Universidad de Carabobo, Facultad de Ingeniería, Centro de Investigaciones en Mecánica. Valencia, Edo. Carabobo  
Venezuela

laura1234@cantv.net, [lsaenz29@gmail.com](mailto:lsaenz29@gmail.com)

## RESUMEN

*Se estudia el efecto del tratamiento térmico de envejecimiento, realizado a un acero inoxidable dúplex SAF 2507. El tratamiento térmico consta de dos fases: 1) solubilización de la solución la cual consiste en introducir las muestras en el horno a 1100 °C durante 2 horas y se temple al agua a temperatura ambiente, a continuación se envejece a 870 °C por tiempos de 2, 4, 6 y 10 minutos.. La evaluación de la microdureza revela que a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento la fase ferrita incrementa su microdureza debido a la precipitación de fases secundarias. La microestructura del acero, se analiza mediante la técnica de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido con EDX. Las fases secundarias observadas son: fase Sigma, fase Chi y austenita secundaria.*

## Tópico 2: Materiales Metálicos

**Palabras Clave:** Acero inoxidable dúplex, envejecimiento, Fase sigma, Chi

## 1. INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidables dúplex fueron introducidos al mercado durante los años 30, sin embargo inicialmente no presentaban una combinación atractiva de propiedades mecánicas y de resistencia a la corrosión. Desde entonces se ha producido un desarrollo creciente en estos materiales y se ha incrementado su campo de aplicación, principalmente durante las dos últimas décadas [1].

Los aceros dúplex austeno-ferríticos se caracterizan, por estar constituidos por una estructura bifásica compuesta por granos de ferrita, denominada  $\alpha$  o  $\delta$ , y austenita,  $\gamma$ , en proporciones variables entre el 30 % y el 70 %, por lo que combinan características de cada una de estas fases. La proporción de fases depende principalmente de la composición química de la aleación y de la historia termomecánica del material. Debido a esto, presentan una resistencia superior a la de los aceros austeníticos, y una ductilidad bastante aceptable. Durante la solidificación de los dúplex se obtiene una microestructura formada completamente por granos de ferrita, y es durante el proceso de enfriamiento cuando ocurre la transformación parcial de la ferrita en austenita. La composición química de estos materiales suele caracterizarse, generalmente, por presentar contenidos de cromo entre 18 y 28 %, níquel entre 4 y 6 % y molibdeno entre 1,5 y 3 % [2].

Estos aceros son utilizados en aplicaciones donde sea necesaria una buena soldabilidad, elevadas propiedades mecánicas y una alta resistencia a la corrosión bajo tensiones y por picaduras. La buena combinación de propiedades presentada por los aceros inoxidables dúplex se debe a su composición química y a una microestructura formada por fracciones de volumen similares de austenita y ferrita.

Los aceros súper dúplex 2507 forman parte de los dúplex de tercera generación, y poseen 25% de cromo, 7% de níquel y contenidos de nitrógeno superiores a 0,2%. Las altas concentraciones de cromo y molibdeno aumentan la resistencia a la corrosión intergranular y por picaduras en los aceros súper dúplex. Mientras que la

adición de nitrógeno contribuye a aumentar la resistencia de la austenita por el mecanismo de solución sólida intersticial, incrementando por lo tanto la resistencia del acero sin afectar a su tenacidad [3].

Sin embargo el alto porcentaje de elementos aleantes que poseen estos aceros, conlleva a la formación de una gran variedad de fases secundarias, cuando se exponen a temperaturas mayores a 600 °C, tales como las fases Sigma, Chi, R, austenita secundaria, carburos y nitruros de cromo. La aparición de estas fases se acentúa cuando el acero posee contenidos elevados de ferrita. La facilidad de transformación de la ferrita se debe a que por poseer una estructura cristalina BCC, presenta una alta velocidad de difusión de los elementos aleantes, del orden de 100 veces mayor que en la austenita, este hecho unido a que la solubilidad de determinados elementos como cromo, molibdeno, cobre, nitrógeno y carbono decrece con la temperatura, provoca que esta fase ferrita sea promotora de la formación de fases secundarias, las cuales pueden afectar considerablemente a las propiedades mecánicas del acero y a su resistencia a la corrosión [4].

La presente investigación estudia la evolución microestructural del acero dúplex 2507 sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento a 870 °C y los efectos de los cambios en la microestructura sobre las propiedades mecánicas del material.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El material sometido a estudio es un acero inoxidable dúplex de alto contenido de nitrógeno SAF 2507, cuya composición química (% en peso) se muestra en la tabla 1.

**Tabla 1.** Composición química del acero dúplex SAF 2507 (% en peso) [5].

C (máx.)	Si (máx.)	Mn (máx.)	P (máx.)	S (máx.)	Cr	Ni	Mo	N
0,03	0,8	1,2	0,035	0,015	24-26	6-8	3-4	0,2-0,3

El material fue proporcionado por la empresa sueca Sandvik Steel C. A. en forma de barras cilíndricas calibradas de 20 mm de diámetro, provenientes de laminación en caliente.

El tratamiento térmico fue realizado en un horno marca: THERMOLYNE, modelo 48000. Todas las probetas destinadas para los ensayos de tracción, Charpy y estudio metalográfico fueron calentadas en el mismo horno. El tratamiento térmico que se realizó fue el de envejecimiento artificial, con una solubilización del material a 1100 °C por 2 horas, seguido de un enfriamiento rápido en agua a temperatura ambiente y, envejecimiento a una temperatura de 870 °C durante períodos de tiempo de 2, 4, 6 y 10 minutos.

Las probetas de tracción y de impacto Charpy en V, fueron mecanizadas en un torno de control numérico (CNC). Para las probetas Charpy fue necesario maquinar la entalla en V por un proceso de electroerosión para garantizar que en todas las muestras el ángulo de 45° y la profundidad de la entalla de 2 mm fuesen idénticos en cada muestra. Se utilizaron cuatro probetas por cada condición de ensayo de 55x10x10 (mm<sup>3</sup>) maquinada de acuerdo a la Norma ASTM E 23-96.

Para el ensayo de tracción uniaxial, se utilizaron probetas cilíndricas estándar según las especificaciones establecidas en la norma ASTM E 8M – 04 [6] para ensayos de tracción de materiales metálicos, donde la zona calibrada y la sección reducida tienen una longitud de 62,5 mm y 75 mm respectivamente, con un diámetro de 12,5 mm. La longitud de los extremos de la probeta (**B**), se estableció en 40 mm, Los ensayos de tracción se realizaron mediante el uso de la máquina universal marca *Galdabini*, modelo 2300 de 20 toneladas de capacidad. Se ensayaron doce (12) probetas (2 por cada condición) a temperatura ambiente hasta la ruptura, a una velocidad de cabezal de 0,5 cm/min.

Para la microscopía óptica se utilizó un microscopio marca *Versamet 2*, modelo *Union 7761*, con cámara incorporada de 35 mm, con el que se logró visualizar la microestructura de las muestras correspondientes a cada una de las de condiciones estudiadas, observando las fases ferrita y austenita, así como los precipitados que se formaron en cada uno de los tratamientos térmicos. Antes de realizar las observaciones en el

microscopio óptico, se procedió a embutir las muestras para posteriormente realizar la preparación metalográfica, sometiéndolas a técnicas estándar de desbaste y pulido. Luego fueron atacadas con una solución de 15 ml de ácido clorhídrico (HCl al 37%), 50 ml de agua destilada y 1 gramo de bisulfito de sodio ( $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_2$ ).

La microscopía electrónica de barrido se realizó utilizando un microscopio electrónico de barrido marca *Phillips*, modelo *XL30*, operado a 25 kv, acoplado a un microanalizador EDX (análisis de energía dispersiva de rayos X). Se observó la microestructura, se identificaron las fases primarias y secundarias presentes en el material. Las superficies de fractura del acero inoxidable dúplex SAF 2507, se analizaron a utilizando un microscopio electrónico de barrido marca *JEOL*, modelo *JSM 5300*, operando a 25 kv. Se realizaron fractografías a las muestras fracturadas tomadas de las probetas de tracción y de impacto, para observar en detalle la superficie de fractura de las mismas.

### 3. RESULTADOS y DISCUSIÓN

#### 3.1 Microscopía óptica

En la figura 1, se muestra la evolución de la microestructura del acero dúplex SAF 2507, con una serie de micrografías obtenidas a través de la técnica de microscopía electrónica de barrido. Tal como se observó mediante microscopía óptica, la condición original del material presenta una estructura bifásica de austenita ( $\gamma$ ) y ferrita ( $\alpha$ ), en fracciones del mismo volumen aproximadamente (figura 1(a)). La fase ferrita ( $\alpha$ ) posee una colocación más oscura ya que reacciona con mayor rapidez al ataque químico, mientras que la austenita ( $\gamma$ ) presenta un color ligeramente más claro, sobresaliendo por encima de la fase ferrita ( $\alpha$ ). En la condición solubilizada se mantiene la estructura bifásica y aproximadamente la misma fracción de volumen para ambas fases, sin embargo el tamaño de grano es más uniforme (figura 1(b)).

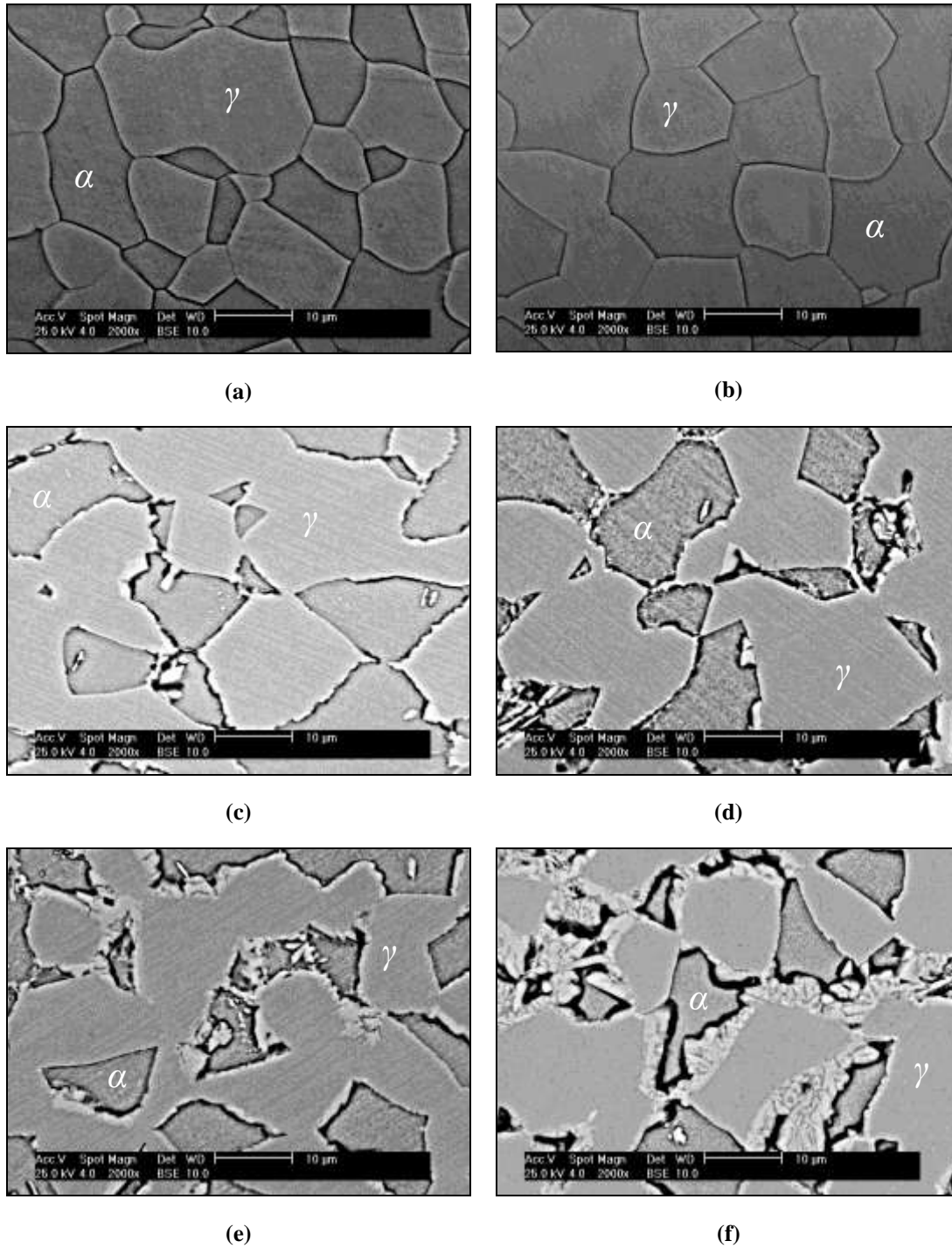
En la figura 1(c) se muestra la microestructura del acero dúplex envejecido a 870 °C por 2 minutos, en la cual además de las fases primarias austenita ( $\gamma$ ) y ferrita ( $\alpha$ ) se aprecia la aparición de varias fases secundarias. Se observa un precipitado de color negro a lo largo de los bordes de grano de la fase ferrita ( $\alpha$ ). En algunos límites de grano ferrita/ferrita aparece un precipitado de color blanco de forma irregular, en algunos casos envuelto por el precipitado de color negro.

Las interfaces ferrita/austenita son zonas de nucleación de precipitados heterogéneos como las fases Sigma ( $\sigma$ ) y Chi ( $\chi$ ). En el interior de los granos de ferrita ( $\alpha$ ) se observa una fase de color blanco que sobresale en forma de pequeñas islas [7, 8, 9, 10,11].

En la condición envejecida a 870 °C por 4 minutos, se aprecia también el precipitado de color blanco en los límites de grano ferrita/ferrita rodeado por el precipitado de color negro, el cual también continúa apareciendo a lo largo de los límites de las fases austenita/ferrita. Además se observa un precipitado de color gris claro en algunas zonas adyacentes al precipitado de color negro (figura 1(d)).

En figura 1(e), se presenta la microestructura de la condición envejecida a 870 °C por 6 minutos, en la cual se hace evidente la descomposición de la ferrita ( $\alpha$ ), acentuándose la formación de fases secundarias. El precipitado de color blanco en forma de islas en el interior de la ferrita ( $\alpha$ ) presenta un mayor tamaño que en las condiciones anteriores (esto se atribuye a la mayor difusión de los elementos aleantes de la ferrita ( $\alpha$ ), especialmente de cromo y molibdeno, con el incremento del tiempo de envejecimiento). Se observa también la fase secundaria de color negro a lo largo de los límites de las fases ferrita/austenita y un mayor crecimiento de la fase de color gris claro que acompaña al precipitado de color negro.

En la condición envejecida a 870 °C por 10 minutos (figura 1(f)), se aprecia un engrosamiento del precipitado de color negro a lo largo de la interfaz ferrita/austenita, acompañado de un marcado crecimiento del precipitado de color gris claro. Puede observarse como con tan sólo 10 minutos de envejecimiento los granos de ferrita ( $\alpha$ ) presentan un tamaño mucho más pequeño que en la condición original del material, lo cual viene acompañado del crecimiento de los granos de austenita ( $\gamma$ ), tal como se mencionó anteriormente.



**Figura 1.** Micrografías del acero dúplex SAF 2507 para las condiciones (a) original,CO; (b) solubilizada y envejecidas a 870 °C por (c) 2 minutos CT1; (d) 4 minutos CT2; (e) 6 minutos CT3 y (f) 10 minutos CT4.

### 3.2 Propiedades Mecánicas

Las propiedades mecánicas generadas de los ensayos de tracción se encuentran en la tabla 2, donde se observa que a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento la resistencia mecánica del material aumenta y es posiblemente provocada por la precipitación de alguna fase efecto del tratamiento térmico de envejecimiento.

**Tabla2.** Esfuerzo de fluencia ( $S_y$ ) y Resistencia a la tracción ( $S_u$ ), % deformación de ingeniería (%e), porcentaje de reducción de área (%RA) para cada condición.

Condición	$S_y$ Promedio (MPa)	$S_u$ Promedio (MPa)	% de Deformación de Ingeniería Promedio	% Reducción Área Promedio
CO	573,14	830,50	42,00	76,57
CSOL	574,72	823,03	38,40	74,99
CT1	582,64	879,52	28,40	41,63
CT2	602,46	879,79	26,44	39,78
CT3	632,84	919,40	20,16	24,96
CT4	649,77	902,42	11,72	16,82

CO= condición Original, CSOL= Condición solubilizada 1100 °C 2 horas, CT1= solubilizada + envejecimiento de 870 °C durante 2 minutos, CT2= solubilizada + envejecimiento de 870 °C durante 4 minutos, CT3= solubilizada + envejecimiento de 870 °C durante 6 minutos, y CT4= solubilizada + envejecimiento de 870 °C durante 10 minutos.

La descomposición de la fase ferrita, debido a la elevada velocidad de difusión de sus elementos aleantes (cromo y molibdeno principalmente) a elevadas temperaturas, da origen a la formación de fases secundarias tales como: fase Sigma ( $\sigma$ ), fase Chi ( $\chi$ ) y austenita secundaria ( $\gamma_2$ ), las cuales se presentan en forma de partículas finas que se oponen al deslizamiento de las dislocaciones forzándolas a pasar a través de estas partículas de precipitado, incrementando así la resistencia del material. Sin embargo con el incremento de la temperatura de envejecimiento se produce el engrosamiento de las partículas de las fases precipitadas por lo que a elevadas temperaturas de exposición el movimiento de las dislocaciones se ve menos obstaculizado, lo que explica que la resistencia del material no haya experimentado un incremento significativo. [5].

En la tabla 2, se observa que con la aplicación del tratamiento de envejecimiento apenas se obtiene un ligero incremento en la resistencia del acero dúplex. La resistencia a la tracción del acero envejecido tan sólo aumenta un 11 % con respecto a la de la condición original, alcanzando un valor máximo de 919,4 MPa para la condición CT3 (solubilizada + envejecimiento de 870 °C durante 6 minutos), mientras que el incremento en el esfuerzo de fluencia es de aproximadamente un 14%, con un valor máximo de 649,77 MPa correspondiente a la condición CT4. Puede observarse también que a pesar de que la tendencia muestra el incremento de la resistencia con el aumento del tiempo de envejecimiento, la resistencia máxima a la tracción permanece prácticamente constante entre las condiciones CT1(solubilizada + envejecimiento de 870 °C durante 2 minutos) y CT2 (solubilizada + envejecimiento de 870 °C durante 4 minutos) y a su vez para la condición CT4(solubilizada + envejecimiento de 870 °C durante 10 minutos) experimenta una pequeña disminución en el orden del 2%, con respecto a la resistencia de la condición CT3. Por otra parte, se aprecia que el tratamiento térmico de solubilización (CSOL= Condición solubilizada 1100 °C 2 horas) produce una disminución de apenas el 0,9% en el esfuerzo máximo, con respecto al obtenido para la condición original del material.

Como se muestra en la tabla 2, el acero inoxidable dúplex pierde ductilidad a medida que se incrementa el tiempo de envejecimiento. Los porcentajes de deformación de ingeniería y de reducción de área para la condición envejecida CT4, experimentan una reducción de más del 70 % y de casi el 80 % respectivamente con respecto a los valores de la condición original (CO= condición Original). El envejecimiento a 870 °C tiene una influencia negativa en la ductilidad del material, ya que con sólo 2 minutos de tratamiento el porcentaje de reducción de área disminuye un 45 %, manteniéndose prácticamente constante entre las condiciones CT1 y CT2 y disminuyendo progresivamente entre 4 y 10 minutos de envejecimiento. Al igual que ocurre con el esfuerzo real de ruptura, incluso el tratamiento de solubilización produce un efecto adverso en la ductilidad del acero dúplex.

El comportamiento de la resistencia y la ductilidad del acero dúplex estudiado, coincide con lo observado en una investigación previa [10] en la cual se estableció que la formación de precipitados como la fase Chi ( $\chi$ )

hacia el interior de los granos de ferrita y de fase Sigma( $\sigma$ ) a lo largo de los límites de las fases austenita/ferrita, produce en un acero dúplex un pequeño incremento en la resistencia del material pero una importante reducción en su ductilidad, cuando es sometido a altas temperaturas de envejecimiento.

### 3.3 Ensayo de Microdureza Vickers

Las medidas de microdureza Vickers realizadas en las fases austenita ( $\gamma$ ) y ferrita ( $\alpha$ ), se presentan de la tabla 3.

**Tabla 3.** Microdureza Vickers de la condición original (P = 10g).

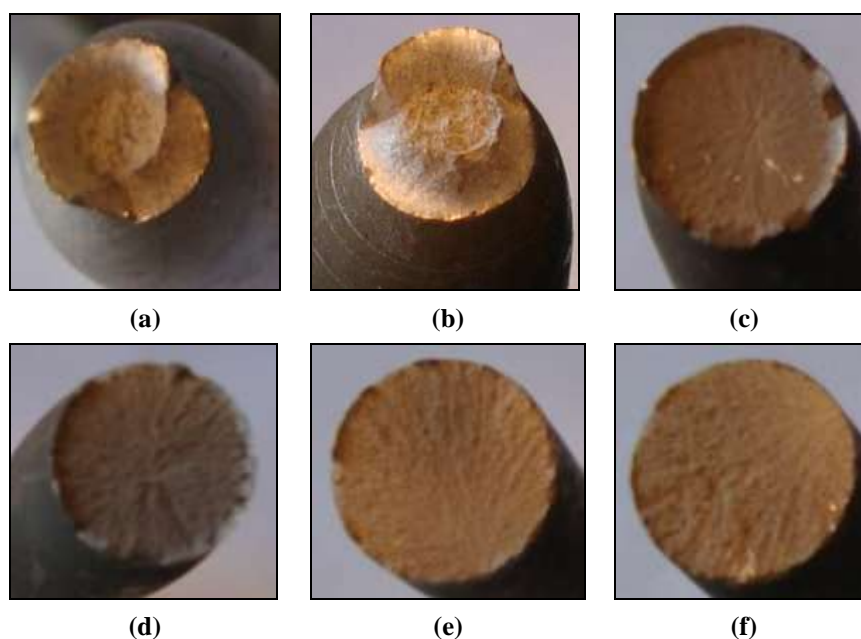
Condición	Fases	HV1	HV2	HV3	HV4	HV5	HV Promedio
CO	$\gamma$	178,2	226,4	231,5	185,4	191,1	202,5 ± 24,6
CO	$\alpha$	195,1	150,5	214,4	195,1	231,5	197,3 ± 30,3
CSOL	$\gamma$	272,5	231,5	214,4	262,8	136,6	223,6 ± 54
CSOL	$\alpha$	166,6	256,7	226,4	245	234,1	225,8 ± 35
CT1	$\gamma$	234,1	221,5	216,7	247,8	242,2	232,5 ± 13,2
CT1	$\alpha$	228,9	250,7	221,5	247,8	245	238,2 ± 12,8
CT2	$\gamma$	239,5	228,9	234,1	250,7	272,5	245,1 ± 17,3
CT2	$\alpha$	289,8	334,1	321,1	316,9	297,1	311,8 ± 18,1
CT3	$\gamma$	253,7	262,8	266	223,9	250,7	251,4 ± 16,6
CT3	$\alpha$	308,7	286,2	378,4	373,1	304,8	330,2 ± 42,4
CT4	$\gamma$	266	279,2	250,7	256,7	256,7	261,9 ± 11,1
CT4	$\alpha$	308,7	383,9	321,1	389,5	362,7	353,2 ± 36,6

En la tabla 3, puede apreciarse como para un mismo tiempo de envejecimiento algunos valores de microdureza de la fase ferrita son claramente superiores al valor promedio de microdureza de dicha fase, lo cual se debe a que estos valores corresponden a indentaciones realizadas sobre zonas de la ferrita con una alta concentración de fases secundarias. El aumento en la concentración de estas fases con el tiempo de envejecimiento da origen a valores de microdureza superiores, por la existencia de zonas de precipitados de mayor tamaño que crecen desde límites de las fases austenita/ferrita hacia el interior de la ferrita, y que garantizan que la indentación sea realizada completamente sobre estas zonas.

Como se observó anteriormente, con la aplicación del tratamiento de envejecimiento, la ferrita se descompone dando lugar a la formación de precipitados como: fase Sigma ( $\sigma$ ), fase Chi ( $\chi$ ) y austenita secundaria ( $\gamma_2$ ), que incrementan la microdureza de la fase ferrita en relación a la de la fase austenita. Con el tratamiento térmico de solubilización ambas fases incrementan su microdureza; por otra parte, después de 2 minutos de envejecimiento, la microdureza de ambas fases tan sólo aumenta ligeramente con respecto a la microdureza presentada por el material en la condición solubilizada. Entre 2 y 4 minutos de envejecimiento la microdureza de la ferrita se incrementa en un 31 %, mientras que la austenita apenas experimenta un incremento del 5 % en su microdureza. Al aumentar el tiempo de envejecimiento de 4 a 10 minutos, se nota un endurecimiento progresivo en la ferrita producto de la formación de una concentración más elevada de fases secundarias, mientras que la austenita mantiene su microdureza prácticamente constante. Puede observarse también, como con el envejecimiento isotérmico durante tan sólo 10 minutos se consigue incrementar la microdureza de la fase ferrítica del material en un 80 % en comparación con la presentada en su condición original, alcanzado un valor de 353,2 HV.

### 3.4 Superficies de Fractura - Morfología de las superficies de fractura de las Muestras de Tracción

Las superficies de fractura de las muestras de tracción se presentan en la figura 5. Las condiciones original y solubilizada muestran un mecanismo de fractura dúctil de tipo copa-cono (figuras 5(a) y 5(b)), llamado así debido a que una superficie tiene la forma de una copa y la otra de un cono. En las condiciones envejecidas la fractura es frágil, presentando una apariencia lisa y brillante (figuras de la 5(c) a la 5(f)). Se observan una serie de marcas o crestas que apuntan hacia el lugar de iniciación de la grieta. La fractura frágil ocurre sin apreciable deformación plástica, y por la propagación rápida de pequeñas grietas. La dirección del movimiento de las grietas es casi perpendicular a la dirección de la tensión aplicada y produce una superficie de fractura relativamente plana, con la ausencia o escasa formación de estricción o cuello [12]. La capacidad del material de deformarse plásticamente disminuye con el tiempo de envejecimiento, por lo que el área de fractura en las condiciones envejecidas aumenta considerablemente en relación a las condiciones original y solubilizada. En las condiciones envejecidas durante 2 y 4 minutos apenas se aprecia la formación de cuello, mientras que en las muestras sometidas al tratamiento de envejecimiento durante 6 y 10 minutos se observa la ausencia de cuello o estricción.



**Figura 5.** Superficies de fractura de las muestras de tracción para las condiciones (a) original; (b) solubilizada y envejecidas a 870 °C por (c) 2 minutos; (d) 4 minutos; (e) 6 minutos y (f) 10 minutos.

Al utilizar la técnica de microscopía electrónica de barrido en las condiciones original y solubilizada, se observó una red heterogénea de hoyuelos o dimples, constituida por cavidades de diferentes tamaños. Las cavidades más grandes se encuentran rodeadas por cavidades más pequeñas. Los hoyuelos de mayor tamaño se forman producto de la coalescencia de cavidades.

A medida que el material envejece se fragiliza y las superficies de fractura presentan un aspecto menos irregular. También se observó que entre 4 y 10 minutos de envejecimiento la superficie de fractura es totalmente frágil, caracterizada por una superficie de textura granular o de facetas de clivaje y, la formación de pequeñas grietas.

## 4. CONCLUSIONES

- Se determinó que el esfuerzo de fluencia y la resistencia máxima a la tracción del material, aumentan entre 2 y 14% y entre 6 y 11% respectivamente con el tratamiento térmico de envejecimiento, lo cual se atribuye a la formación de precipitados en los bordes de grano y en el interior de la fase ferrita ( $\alpha$ ).

- Se observó una reducción importante en la ductilidad del material con el incremento del tiempo de envejecimiento en comparación con la presentada en la condición original. Los porcentajes de deformación de ingeniería y de reducción de área experimentan una disminución entre el 30 y el 70% y entre el 45 y el 80% respectivamente.
- El tratamiento térmico de envejecimiento incrementa la microdureza de la fase ferrita ( $\alpha$ ) entre 20 y 80%, producto de la formación de fases secundarias en los bordes y hacia el interior de los granos de ferrita ( $\alpha$ ), mientras que la microdureza de la fase austenita ( $\gamma$ ) tan sólo aumenta entre 15 y 30%.
- Se determinó que las propiedades mecánicas presentadas por el material al ser sometido al tratamiento térmico de solubilización, no experimentan una variación importante con respecto a las de la condición original. El esfuerzo de fluencia se incrementa apenas el 0,3%; la resistencia máxima a la tracción, el esfuerzo real de ruptura y los porcentajes de deformación de ingeniería y de reducción de área disminuyen entre el 1 y el 8,6%, mientras que la energía absorbida por impacto y la microdureza aumentan entre 14 y 16%.
- El acero dúplex SAF 2507 presenta en las condiciones original y solubilizada una estructura bifásica de austenita ( $\gamma$ ) y ferrita ( $\alpha$ ), y luego de aplicar el tratamiento de envejecimiento a 870 °C se observó que la microestructura del acero inoxidable dúplex SAF 2507, está constituida por las fases primarias austenita ( $\gamma$ ) y ferrita ( $\alpha$ ), y por las siguientes fases secundarias: fase Sigma ( $\sigma$ ) en los bordes de grano de la ferrita ( $\alpha$ ) y en los límites de las fases austenita/ferrita, fase Chi ( $\chi$ ) en los bordes de grano de la ferrita ( $\alpha$ ) y austenita secundaria ( $\gamma_2$ ) en forma de pequeñas islas en el interior de los granos de ferrita ( $\alpha$ ).

## 5. REFERENCIAS

1. Ghosh S. y Mondal S. *High Temperature Ageing Behaviour of a Duplex Stainless Steel*, Materials Characterization, (2008). Volumen 59, Número 12, pp. 1776 - 1783.
2. Rodríguez M., Almagro J., Botella J. y Valerga P. *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)*, Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio, (2004) Volumen 43, pp. 237 - 242.
3. Charles J. *Super Duplex Stainless Steels: Structure and Properties*, Duplex Stainless Steel '91 Conference Proceedings, Beaune, Francia, (1991). Volumen 1, p. 3.
4. Jackson E. y Matthews L. *Stainless Steel '91 Conference Proceedings*, (1991). p. 730.
5. Chai G. y Nystrom M. *Mechanical Properties of Sandvik SAF 2205 and Sandvik SAF 2507*, Sandvik Materials Technology, SE-811 81 Sandviken, Suecia (2004).
6. American Society for Testing Materials. Standard ASTM E 8M - 04 (2004). *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, United States.
7. Nilsson J. *The Physical Metallurgy of Duplex Stainless Steel*, Duplex Stainless Steel '97 Conference Proceedings, (1997). The Netherlands, pp. 73 – 82
8. Chen T., Weng K. y Yang J. *The Effect of High-temperature Exposure on the Microstructural Stability and Toughness Property in a 2205 Duplex Stainless Steel*, Materials Science and Engineering, (2002). Volumen A338, pp. 259 – 270.
9. Michalska J. y Sozanska M. *Qualitative and Quantitative Analysis of  $\sigma$  and  $\chi$  Phases in 2205 Duplex Stainless Steel*, Materials Characterization, (2006). Volumen 56, pp. 355 – 362.
10. Ghosh S. y Mondal S. *High Temperature Ageing Behavior of a Duplex Stainless Steel*, Materials Characterization, Volumen 59, Número 12, pp. 1776 - 1783.
11. Pohl M., Storz O. y Glogowski T. (2007). *Effect of Intermetallic Precipitations on the properties of duplex stainless steel*, Materials Characterization,(2008). Volumen 58, Número 1, pp. 65 – 71.
12. Callister W. *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*, 3<sup>ra</sup> Edición, Editorial Reverte, Barcelona, España, (1995). pp. 193 - 215.