

## ESTUDIO DE UN ACERO INOXIDABLE DÚPLEX SAF 2507 SOMETIDO A UN TRATAMIENTO TÉRMICO DE ENVEJECIMIENTO A UNA TEMPERATURA DE 850 °C POR TIEMPOS ENTRE 1 HORA Y 48 HORAS

LAURA A. SÁENZ P.<sup>1</sup> OSWALDO A. HILDERS<sup>2</sup> RUBEN D. HERGUETA<sup>1</sup>, REINALDO A. ZABALA<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Universidad de Carabobo, Facultad de Ingeniería, Centro de Investigaciones en Mecánica, Valencia, Edo. Carabobo Venezuela. Laura1234@cantv.net

<sup>2</sup>Universidad Central de Venezuela, Facultad de Ingeniería, Escuela de Ingeniería Metalúrgica

Recibido: enero de 2007

Recibido en forma final revisado: julio de 2007

### RESUMEN

El estudio del acero inoxidable dúplex SAF 2507 sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento a 850 °C durante períodos de tiempo de 0,5, 1, 5, 24 y 48 horas. Para la evaluación del comportamiento mecánico se realizaron ensayos de tracción, impacto (Charpy en V) y microdureza Vickers, así como también se realizó el estudio de la microestructura y superficies de fractura del material por medio de microscopía óptica y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB). De los resultados obtenidos en los diferentes ensayos mecánicos se aprecian cambios en las propiedades mecánicas del material como consecuencia de la aplicación del tratamiento térmico de envejecimiento. En la evaluación de la tenacidad del material se observó que es muy baja en las condiciones tratadas térmicamente, mientras que la condición original ofreció mayor tenacidad al impacto. Se presume por los resultados de los ensayos mecánicos la presencia de fase sigma, y con el estudio de las microestructuras se observa que el material después de haber sido tratado térmicamente fragiliza, siendo éste un efecto generado por la fase sigma, y a su vez, se afecta la tenacidad del material disminuyéndola.

*Palabras clave:* Acero Inoxidable Dúplex, Envejecimiento, Fase sigma, Tenacidad de impacto, Fragilización.

### MICROSTRUCTURAL STUDY WITH THERMAL AGING TREATMENT AT 850 °C ON DUPLEX STAINLESS STEEL SAF 2507 BETWEEN 1H AND 48 H

### ABSTRACT

This study concerns a duplex stainless steel SAF 2507 subjected to ageing treatment at 850 C for periods of 0,5, 1, 5, 24, and 48 hours. Mechanical behaviour was evaluated through tension tests, charpy V notch impact energy and hardness (HV) tests. The study of the microstructure and the fracture surface of the material was performed using optical and Scanning Electronic Microscopy (SEM). Of the results obtained in the different mechanical tests, changes were observed in the mechanical properties of the material as a result of the thermal aging treatment. In the evaluation of the material toughness, it was seen to be very low in the thermally treated conditions, but more impact toughness was observed in the original condition. From the results obtained of the mechanical testing, the presence of the sigma phase is presumed, and with the study of the microstructures it was observed that the material after being treated thermally becomes fragile, this being an effect generated by the sigma phase, which, at the same time, decreases the toughness of the material.

*Keywords:* Duplex Stainless Steel, Aging treatment, Sigma phase, Impact toughness, Embrittlement.

### INTRODUCCIÓN

Los aceros inoxidable son aleaciones hierro-cromo con un mínimo de 11% de cromo. El agregado de otros elementos a la aleación permite formar un amplio conjunto de materiales, conocidos como la familia de los aceros inoxidable. Entre los elementos de aleación, dos se destacan: el cromo, elemento presente en todos los aceros inoxidable por su

papel en la resistencia a la corrosión y el níquel como elemento ganmageno (Nilson y Wilson, 1992; Pohl, 1995).

Dentro del amplio conjunto de los aceros inoxidable, se destaca el grupo de los dúplex, constituido por Fe-Cr-Ni-Mo-N que le confiere una microestructura compuesta básicamente de ferrita y austenita en fracciones volumétricas de 50% aproximadamente de cada uno. La formación de esta

microestructura ocurre a partir de la solidificación de hierro delta en el metal líquido, en un rango de temperatura comprendido entre 1440 °C y 1490 °C, seguida de la precipitación por nucleación y crecimiento a 1200 °C de austenita en estado sólido. Cuando hay un enfriamiento rápido, entre 1200 °C y los 800 °C, la precipitación de austenita es suprimida y se forman nitruros de cromo en matriz ferrítica. Si un acero es trabajado en caliente bajo los 1000 °C, su microestructura no es estable y puede ocurrir precipitación de la fase sigma o nitruros de cromo con pequeñas alteraciones en su microestructura. La aparición de estas fases puede perjudicar el desempeño de los aceros inoxidables dúplex en cuanto a las propiedades mecánicas, resistencia a la corrosión y soldabilidad (Nochon y Aguen, 1980; Larson y Lundqvist, 1987).

Cuando los Aceros Inoxidables Dúplex (DSS, Dúplex Stainless Steel) se comparan con los aceros austeníticos, se presentan varias ventajas, entre ellas, una mejor resistencia mecánica, una resistencia a la corrosión superior y bajo precio debido a su bajo contenido de níquel. Algunas ventajas pudieron ser obtenidas del uso de DSS en ambientes donde los aceros austeníticos típicos que eran inapropiados por presentar corrosión bajo tensiones. El interés en los dúplex en años recientes, deriva de la alta resistencia de los nuevos DSS de alta aleación al cloruro inducido por corrosión, el cual es un problema de gran preocupación en muchas aplicaciones petroquímicas y marinas. Otra ventaja importante es la gran mejoría en la soldabilidad, lograda por la reducción del contenido de carbono y aumentando el contenido de nitrógeno (Oropeza, 2004; Sáenz, 2001).

Debido a su estructura de grano fino, son obtenidos los valores de resistencia a la fluencia dos veces mayor que los de los grados austeníticos, en el material en estado de recocido sin pérdida sustancial en la tenacidad. Es importante señalar, que los dúplex son menos convenientes que los aceros austeníticos sobre los 250 °C y por debajo de -50 °C, debido al comportamiento frágil de la ferrita a estas temperaturas. Un factor de importancia económica es el bajo contenido de níquel (bastante costoso), usualmente 7% comparado con 10% o más que los grados austeníticos, como resultado de lo cual el ciclo de vida de costo de los DSS es el más bajo en muchas aplicaciones (Oropeza, 2004; Sáenz, 2001).

Una de las nuevas aleaciones existentes en el mercado es el acero inoxidable dúplex SAF 2205, una aleación Cromo-Níquel-Molibdeno que forma una mezcla de cantidades aproximadamente iguales de austenita y ferrita (Frodigh and Nicholls, 1998; Dieter, 1986).

Sáenz (2001), evaluó el comportamiento mecánico de un

acero inoxidable de alto nitrógeno sometido a un tratamiento de envejecimiento evaluado a través del análisis microestructural, ensayos de tracción, microdureza e impacto. El material tratado fue envejecido a 475 °C por tiempos de 1, 2, 6.5, 12, 24, 40 y 120 horas, respectivamente y templado en agua. La microdureza Vickers fue evaluada encontrándose que en la fase ferrita a medida que aumentaba el tiempo de envejecimiento aumentaba la microdureza evidenciando la precipitación de la fase  $\alpha'$  en la ferrita, mientras que la microdureza en la fase austenita permanece constante. Sáenz (2001), determinó que la energía absorbida por impacto disminuye a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento, debido a que el material se fragiliza y disminuye el nivel de energía del mismo. Igualmente concluyó que a través de las evaluaciones de las propiedades de dureza y tenacidad de impacto se evidencia con significativa claridad la fragilización del acero provocada por la precipitación de la fase  $\alpha'$ , en la fase ferrita  $\alpha$  (Pohl, 1995; Sáenz, 2001; Frodigh y Nicholls, 1998).

El objetivo de la investigación es evaluar el comportamiento mecánico del acero inoxidable dúplex SAF 2507 sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento a una temperatura de 850 °C en tiempos que oscilan entre 0,5 y 48 horas.

## PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### Material

El material usado fue un acero inoxidable dúplex SAF 2507, suministrado por SANVEN STEEL, C.A., el cual viene certificado por el fabricante con una composición química que se muestra en la tabla 1.

El material suministrado por el fabricante fue de cuatro (4) barras calibradas de un metro de largo y diámetro 20 mm.

**Tabla 1.** Composición Química del acero inoxidable dúplex SAF 2507(% Peso).

Elementos Tipo	Cr	Mo	Ni	N	C	Fe
SAF 2507* S32750	25.15	3.87	7.11	0.227	0.017	62.33

\*Análisis químico suministrado por el fabricante SANDVICK

### Tratamiento Térmico

El tratamiento térmico que se aplicó fue el de envejecimiento artificial, el cual se divide en tres etapas: solubilización, temple y envejecimiento. Esto se hace con la finalidad de homogeneizar la microestructura original y favorecer la aparición de distintos grados de sensibilización. El primero de ellos tiene que ver con la solubilización de la microestructura a 1010 °C por 2 horas, seguido de un

enfriamiento rápido en agua a temperatura ambiente y luego se realizó la tercera etapa que fue un tratamiento relacionado con la precipitación isotérmica.

Todas las muestras con excepción de las condiciones originales fueron calentadas a 1010 °C durante un tiempo de 2 horas para garantizar la homogenización (química y térmica) de las mismas. El tratamiento térmico se hizo en un horno marca Thermolyne modelo Furnace 48000, que alcanza una temperatura de 1200 °C, y que presenta un margen de error  $\Delta T = 10$  °C. Una vez alcanzado el tiempo de solubilización, se retiraron las probetas del horno haciendo uso de una pinza metálica para ser enfriadas bruscamente en un recipiente con agua a temperatura ambiente, con el fin de mantener la estructura alcanzada con el primer tratamiento térmico.

Todas las probetas destinadas para los ensayos de tracción, Charpy y estudio metalográfico fueron calentadas en el mismo horno empleado para el tratamiento térmico de solubilización, a una temperatura de envejecimiento de 850 °C durante períodos de tiempo de 0.5, 1, 5, 24 y 48 horas.

### Ensayos Mecánicos

Las probetas de tracción y de impacto Charpy en V, fueron mecanizadas en 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.

Para el ensayo de tracción se utilizó una máquina universal marca Galdabini, de tres columnas controladas por computadora, mordazas neumáticas y con una capacidad máxima de carga de 20 Toneladas. Durante el ensayo se sometieron catorce (14) probetas cilíndricas, por duplicado en condición de temperatura y tiempo, y con dimensiones especificadas según la norma ASTM E-8 (longitud 140 mm y diámetro externo 18 mm, y diámetro de zona calibrada 12,5 mm (ASTM, 1990).

La prueba de impacto se realizó en una máquina marca FRANK, con un intervalo de 0 hasta 30 Kp.m, en donde se ensayaron dieciséis (16) probetas tipo Charpy (50 x 10 x 10, mm<sup>3</sup>) con entalla en V (ángulo 45° y 2 mm de profundidad), según las normas ASTM E-23 (ASTM, 1990).

Se utilizó un microdurómetro marca Leitz Wetzlar Germany, con dispositivo de iluminación incluido de 8 voltios y 0,6 amperios, sistema tipo revolver con ocular de 10X y objetivos de 10X y 40X con disparador remoto por cable. Se empleó el método Vickers que expresa la dureza del material

en términos de la presión originada bajo el indentador en kilogramos por milímetro cuadrado. La punta del indentador es un diamante en forma de pirámide de base cuadrada con un ángulo en el vértice de 136°, la carga aplicada fue de 25 gr. Para cada probeta se registraron diez (10) indentaciones para mejorar la reproducibilidad de las medidas.

### Tenacidad de fractura

Ciertas relaciones empíricas entre los valores de  $K_{IC}$  y CVN han sido propuestas en base a los resultados de diferentes investigaciones. Barson *et al.* 1986 observaron que el efecto de la temperatura y la velocidad de carga en los valores de CVN y  $K_{IC}$  son las mismas, las cuales sugieren la posibilidad de establecer ciertas relaciones empíricas entre los resultados de estos dos ensayos.

La relación propuesta por Barson *et al.*, 1986 es la siguiente:

$$(K_{IC} / \sigma_y)^2 = (5 / \sigma_y) \cdot [CVN - (20 / \sigma_y)] \quad (1)$$

donde:

$K_{IC}$ : Factor de intensidad de esfuerzo crítico bajo condiciones de estado plano de deformación en unidades de Ksi  $\sqrt{\text{pu lg}}$

$\sigma_y$ : Esfuerzo de fluencia en unidades de Ksi.

CVN: Energía absorbida por impacto en unidades de pie.lb.

Para la determinación del tamaño crítico de grieta se utiliza la ecuación 2 donde se relaciona el factor de intensidad de esfuerzo ( $K_{IC}$ ) con el tamaño crítico de grieta, a.

$$K_{IC} = \sigma_y Y \sqrt{\pi a} \quad (2)$$

donde:

y es un parámetro que involucra la geometría de la grieta y del componente,  $\sigma_y$  una función que representa la magnitud del esfuerzo en el componente, y, a es el tamaño crítico de grieta.

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

### Propiedades Mecánicas

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

Por otra parte al evaluar la ductilidad medida tanto por el porcentaje de reducción de área, así como por el porcentaje de elongación de acuerdo a los resultados reportados en la tabla 2, se observa que a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento la ductilidad decae completamente denotando la fragilización del material. Al observarse los resultados obtenidos se aprecia que en la condición original el porcentaje de reducción de área fue de 78,5 %, lo que implica que el comportamiento de este material para esta condición es altamente dúctil, caso contrario ocurrió con el resto de las probetas tratadas térmicamente, que presentaron un comportamiento frágil, tal como se puede observar en la tabla 2.

Durante el desarrollo del ensayo se tomaron como no válidas las condiciones de envejecimiento de 0.5, 1 y 5 horas, ya que todas las probetas de tracción fracturaron fuera de la longitud calibrada. Como consecuencia de lo sucedido y para dar continuidad a la investigación se decidió extender los tiempos de envejecimiento a 24 y 48 horas.

**Tabla 2.** Propiedades mecánicas promedio para cada condición de envejecimiento.

Condición	$\sigma_y$ (0,2%) (MPa)	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa)	Reducción de Área (%)
Original	613	821	78,5
Solub.	693	883	28,5
Env. 0.5 h	-	-	7
Env. 1 h	-	-	6
Env. 5 h	-	-	3
Env. 24 h	707	888	4
Env. 48 h	748	898	3

Env. : Envejecido, Solub. : solubilizada.

### Ensayo de microdureza

Se realizaron ensayos en ambas fases con el propósito de entender el comportamiento de cada una de ellas. Comparando los resultados obtenidos se tiene que la dureza de la austenita fue mayor que la ferrita en todas las condiciones estudiadas (tabla 3).

**Tabla 3.** Medidas promedio de Microdureza, HV (P= 25 gr.)

Condición	Austenita, $\gamma$	Ferrita, $\alpha$
Original	215	175
Solubilizada	307	234
Envejecida 0,5 h	375	251
Envejecida 1 h	339	246
Envejecida 5 h	411	389
Envejecida 24 h	544	398
Envejecida 48 h	320	313

En las condiciones tratadas térmicamente se observó a través de la microscopía electrónica de barrido la aparición de la posible fase sigma en la ferrita. Esta fase se caracteriza por fragilizar el material y aumentar la dureza.

### Ensayo de impacto

Los valores obtenidos en este ensayo reflejan que la energía absorbida en el impacto para la condición original fue de 98,7% mayor que la condición de 24 horas de envejecimiento que registró el menor valor de CVN, (tabla 4). Se obtuvo como resultado que las probetas en condiciones originales se comportaron totalmente dúctiles al no presentar fractura al momento del impacto, en cambio el resto de las probetas ensayadas (condición solubilizada, envejecida 24 y 48 horas) presentaron un mecanismo de fractura frágil.

**Tabla 4.** Energía Absorbida por impacto, Factor de intensidad de esfuerzo crítico y tamaño crítico de grieta para las diferentes condiciones de ensayo.

Condición	EAI (Kp.m)	$K_{IC}$ (Ksi . pulg <sup>1/2</sup> )	$a_{crítico}$ (mm)
Original	15,6	223,7	51,9
Solubilizada	1,36	69,7	3,9
Envejecido 24 horas	0,20	28,8	0,4
Envejecido 48 horas (tendencia 1)	0,23	31,3	0,5
Envejecido 48 horas (tendencia 2)	2,95	117,4	6,6

La tendencia del comportamiento de  $K_{IC}$  de acuerdo a los datos reportados en la tabla 3, es de forma descendente desde la condición original hasta la condición de envejecido de 24 horas, a partir de ese punto el comportamiento del factor  $K_{IC}$  presentó valores muy particulares, tal es el caso de las probetas para un tiempo de envejecimiento de 48 horas. Debido a la incertidumbre presente para esta condición se procedió a hacer dos estudios por separado para determinar la tendencia de cada caso. Haciendo un seguimiento al comportamiento del material se pudiera aseverar que la continuidad de esta corresponde a la tendencia 1, ya que a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento, el valor de  $K_{IC}$  tiende a disminuir, lo cual es lo contrario al comportamiento de la tendencia 2, que a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento, aumenta el valor de  $K_{IC}$ . Tomando como criterio los patrones que se han establecido en los resultados obtenidos de los ensayos de tracción y Charpy se puede asumir que la tendencia 1 tiene un comportamiento coherente en relación con las probetas tratadas térmicamente. Es importante resaltar que

la relación de Barsom *et al.* 1986 es acorde con el criterio de falla de la integral J. Ya que el valor  $K_{IC}$  es un ensayo estático y el CVN de impacto es un ensayo dinámico, la ecuación 1 está limitada a aceros con resistencia a la fluencia mayor que 100 Ksi. Sin embargo, debido a que esta relación es válida para aceros con el rango dúctil donde los valores del CVN de impacto y en doblado lento son aproximadamente constantes para aceros con diferente resistencia a la fluencia, dicha relación podría ser extendida a aceros con  $\sigma_{ys}$  menor que 100 Ksi (Barsom *et al.* 1986 y Sáenz, 1995).

### Tamaño crítico de grieta

Una vez calculado los valores de CVN promedio para cada condición, se determinó el factor de intensidad de esfuerzo crítico ( $K_{IC}$ ) haciendo uso de la ecuación 1, y los resultados se reflejan en la tabla 3. Con respecto al tamaño crítico de grieta el comportamiento que presenta sigue siendo el característico, es decir, la condición original es 99,2% mayor que la condición de 24 horas de envejecimiento que es la que presenta el tamaño de grieta crítico más pequeño, el tratamiento de envejecimiento no favorece al material sino que hace crítico su uso en servicio ya que puede provocar una falla.

### Microscopía electrónica de barrido

La microestructura fue analizada por microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido, después de atacar la muestra con una solución de 0,5 gr. de bisulfito de sodio ( $Na_2S_2O_3$ ), 50 ml de agua destilada y 7,5 ml de ácido clorhídrico (HCl). Las fases presentes en la condición original del acero inoxidable dúplex tipo SAF 2207 son ferrita y austenita tal como se observa en la figura 1a.

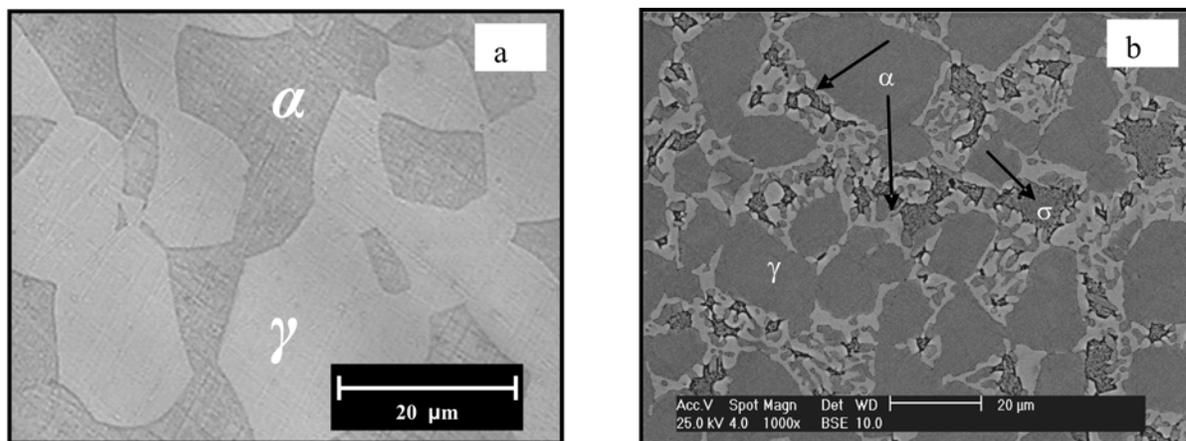
En la figura 1b, se observa una fragmentación de la fase

ferrítica debido a la formación de una nueva fase. Esta fase se pudiera asumir que es la fase  $\sigma$ , de acuerdo a estudios realizados por Nilsson (1992), la fase sigma,  $\sigma$ , se presenta entre los intervalos de temperaturas entre 650 °C y 900 °C en un corto periodo de tiempo de envejecimiento y es rica en hierro y cromo. Por microscopía electrónica de barrido, se observó un posible precipitado en forma de rombo, la cual se puede ver en la figura 2, al realizar el Espectro de Análisis Elemental, EDX, sobre esta área se obtuvo un aumento en la composición de molibdeno y cromo al ser comparado con la condición original del material.

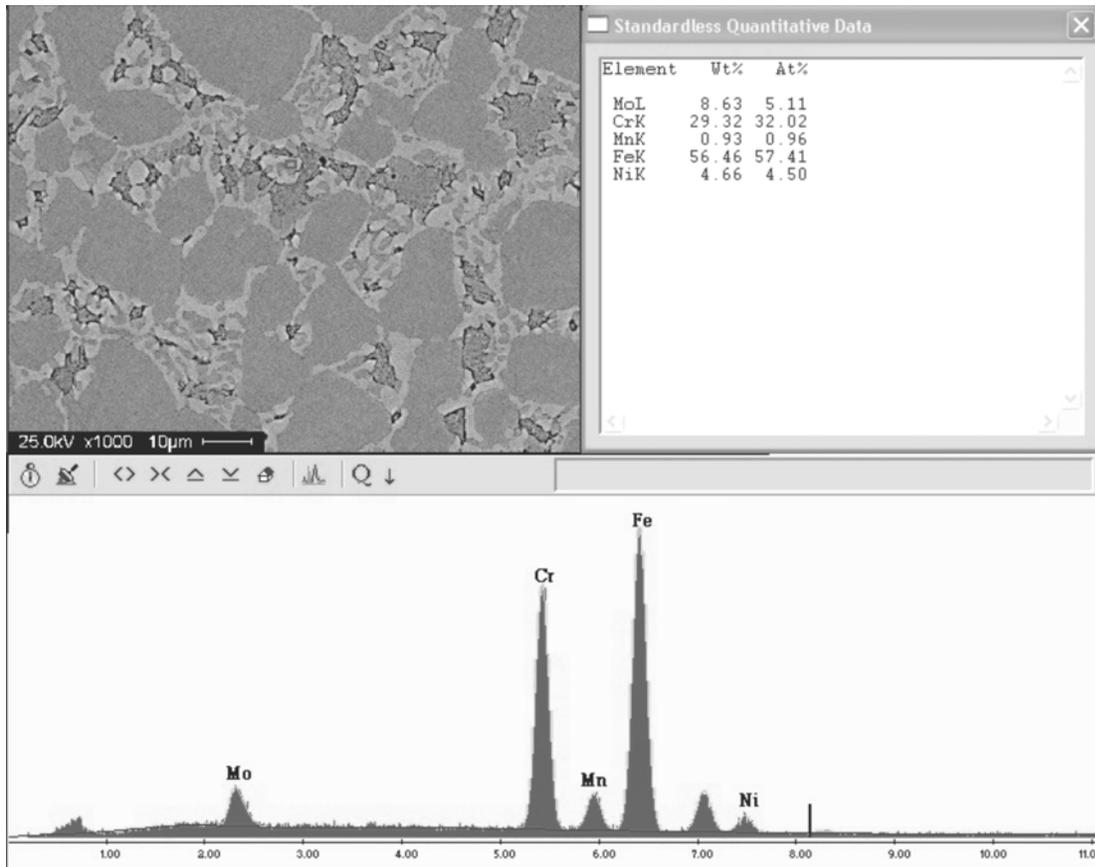
De acuerdo a lo reportado por Nilsson (1992), el presente trabajo se encuentra enmarcado dentro del rango de temperaturas evaluado, específicamente a la temperatura de 850 °C y con cortos periodos de tiempo de envejecimiento (0.5 h a 48 h), por lo que se asume es la fase  $\sigma$ , además en las figuras 2 y 5 por análisis de EDX se determina que es rica en hierro y cromo.

En la figura 2b se aprecia que el comportamiento microestructural corresponde al mismo patrón que la condición de 1 hora de envejecimiento, pero con la diferencia que la fase sigma se presenta con una mejor definición sobre la ferrita. Esta fase se forma generalmente cuando el hierro disuelve grandes cantidades de cromo, la ferrita en el borde de grano contiene suficiente cromo para convertirse en sigma con una mínima difusión. El contenido de molibdeno en la austenita acelera la reacción formadora de fase sigma, mientras que el níquel eleva la máxima temperatura a la que todavía la fase sigma está presente.

Una vez formada, la fase sigma sólo podrá ser removida con un calentamiento a 1100 °C. La fase sigma es no magnética, y la cantidad de fase sigma formada durante un calentamiento dado puede ser fácilmente determinada si se



**Figura 1.** Microestructura de un acero inoxidable dúplex SAF 2507  
a) Condición original con un aumento de 1000X, y b) Condición solubilizada con un aumento de 1000X.



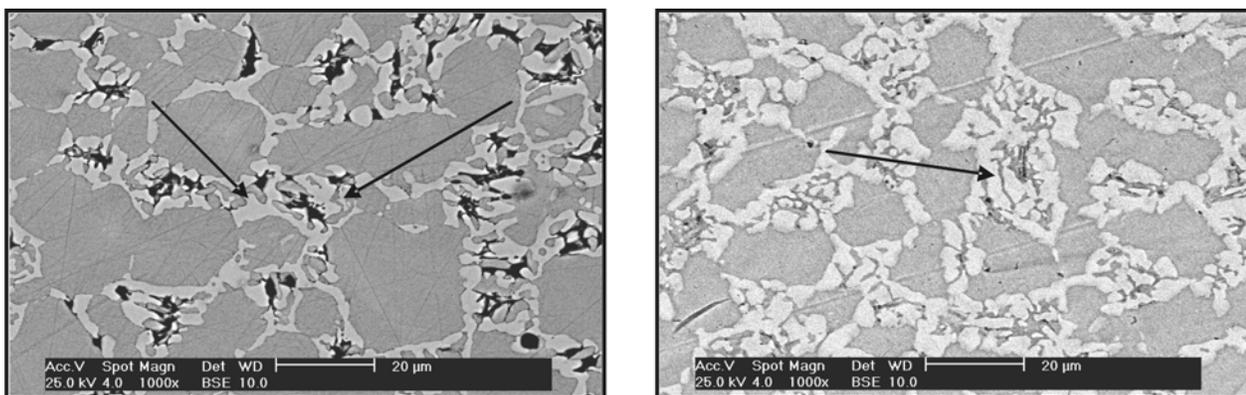
**Figura 2.** Análisis de la fase  $\sigma$  aplicando análisis de EDX para la condición solubilizada.

conocen las cantidades de ferrita antes y después del calentamiento (Frodigh *et al.* 1998).

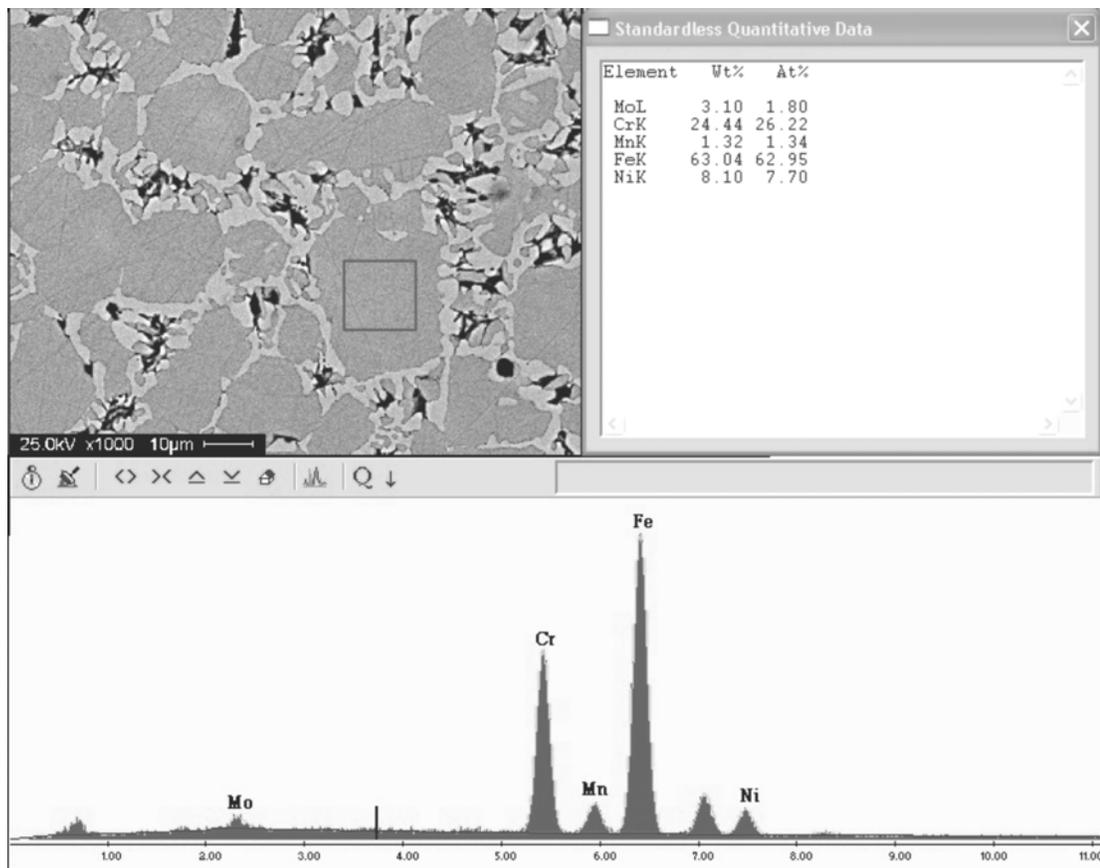
En la figura 3b, se observa que la fase sigma va desapareciendo, dejando como resultado una fragmentación notable de la ferrita, separándola en diferentes granos esta fragmentación de la fase ferrita, estos resultados concuerdan con los reportados por Frodigh *et al.* 1998.

En la figura 4 se observa el análisis por EDX sobre un grano de ferrita en el acero inoxidable dúplex SAF 2507 en condiciones de 1 hora de envejecimiento con un aumento de 1000X.

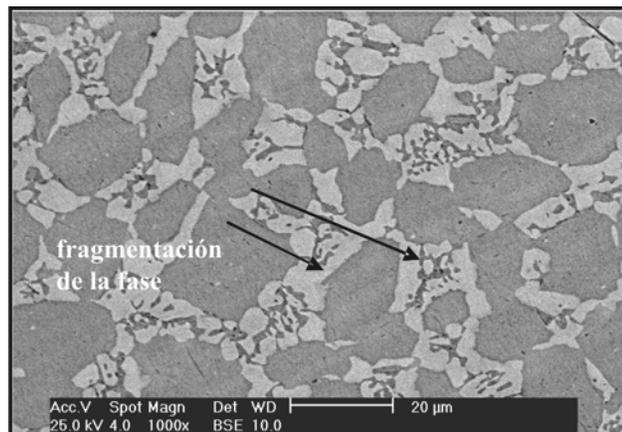
En la figura 5, la condición de 48 horas de envejecimiento con un aumento de 1000X se continua observando la fragmentación de la fase ferrita.



**Figura 3.** Microestructura de un acero inoxidable dúplex SAF 2507, a) condición de 1 hora de envejecimiento con un aumento de 1000X y, b) condición de 24 horas de envejecimiento con un aumento de 1000X.



**Figura 4.** Detalle del grano de ferrita con un analizador ED-X en el acero inoxidable dúplex SAF 2507 en condición de 1 hora de envejecimiento con un aumento de 1000X.



**Figura 5.** Microestructura del acero inoxidable dúplex SAF 2507 en condición de 48 horas de envejecimiento con un aumento de 1000X.

Para los diferentes tiempos de envejecimiento, se realizaron análisis de EDX en las fases ferritas y austenítica (figura 6) y en la presunta fase sigma, como resultado se obtuvo un patrón de comportamiento similar para todas las condiciones de envejecimiento, en donde la composición química (% peso) de la austenita se mantuvo prácticamente igual a la composición química (% peso) del material original, mientras

que en la fase austenítica siempre se presentó un aumento en el porcentaje del molibdeno y cromo, el manganeso se mantuvo constante y el hierro y el nitrógeno siempre bajaban sus proporciones en peso. El análisis de EDX realizado sobre la fase sigma presentó valores elevados de Cromo y hierro (característicos de la fase) y el molibdeno se mantuvo igual que la condición original, siendo estos tres los principales

constituyentes de esta fase.

## Superficies de fractura

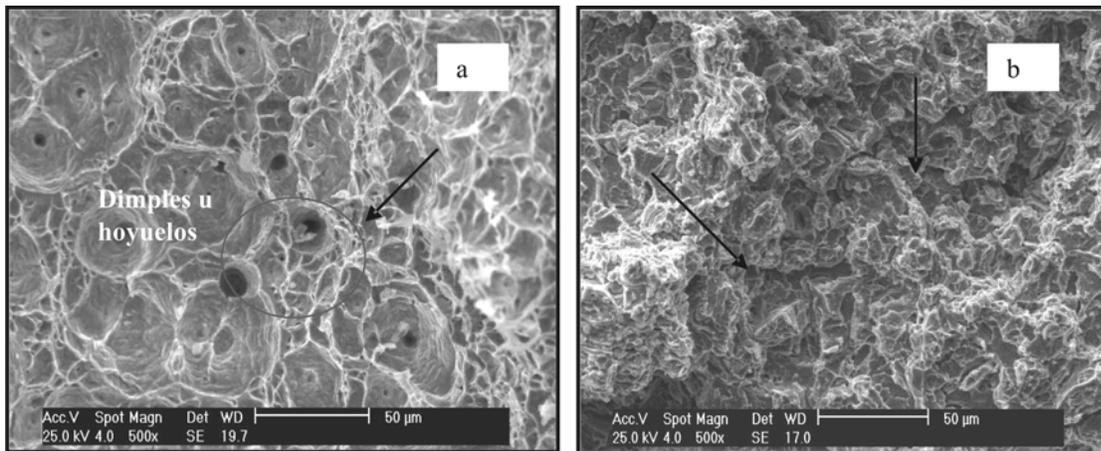
### *Muestra de tracción*

Es estudio de las superficies de fractura del acero dúplex observado por MEB denotan que en su condición original (figura 6a) se observa que el mecanismo de fractura es dúctil por coalescencia de cavidades. En la figura 6b el material se encuentra totalmente fragilizado, evidenciado por las facetas de clivaje que predominan en la superficie de fractura y también se observan varias grietas intergranulares en la superficie. En la figura 7a, se observa la condición de envejecimiento de 24 horas donde en la superficie de fractura el comportamiento a fractura es frágil caracterizado por

facetas de clivaje y grietas. Similar comportamiento es presentado en la figura 7b para un tiempo de envejecimiento de 48 horas donde la superficie de fractura está totalmente fragilizada con facetas de clivaje acompañados por grietas, mostrando un mecanismo de fractura frágil.

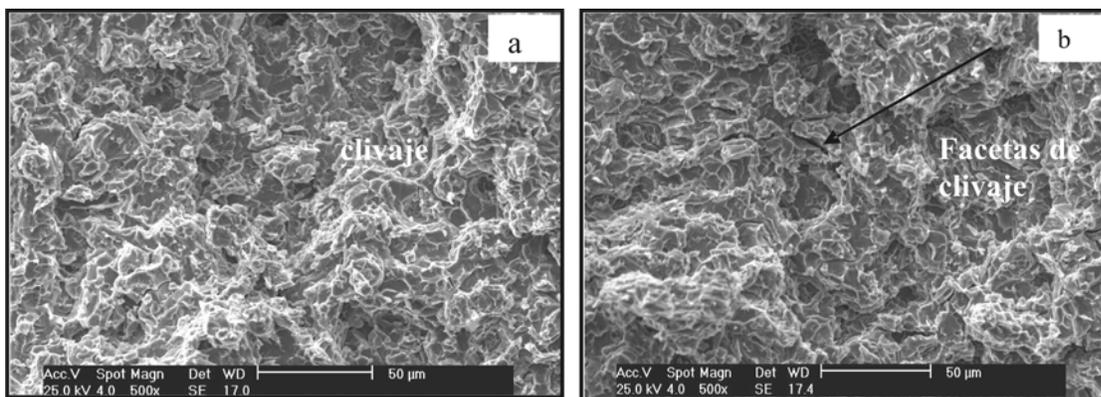
### *Muestra de impacto*

En la figura 8a, la superficie de fractura de acero SAF 2207 en la condición solubilizada presenta facetas de clivaje y grietas en toda la superficie, teniendo el material un comportamiento totalmente frágil. En la figura 8b, para la condición envejecida a 48 horas se observa un mecanismo de fractura frágil, formado por facetas de clivaje, presentando grietas primarias y secundarias.

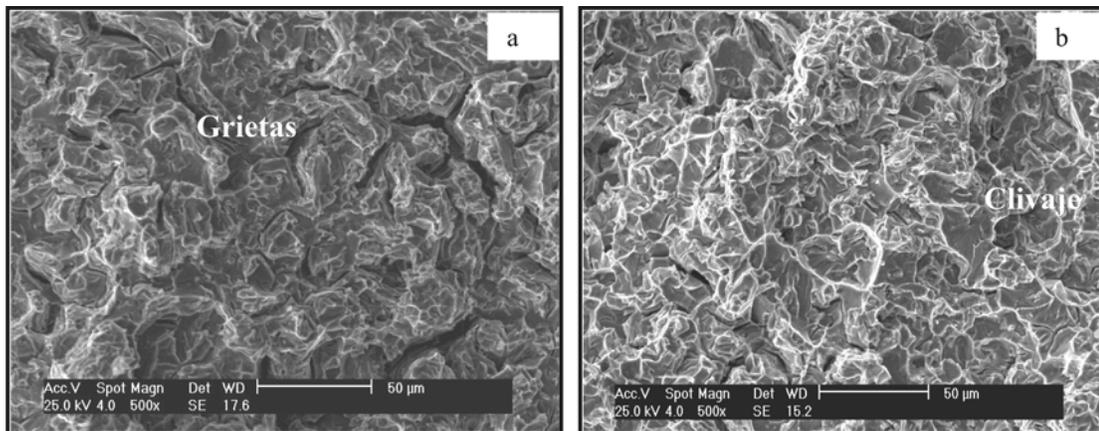


**Figura 6.** Superficie de fractura de un acero inoxidable dúplex SAF 2507,

a) condición original con un aumento de 800X y, b) condición de envejecimiento de 1 hora con un aumento de 500X.



**Figura 7.** Superficie de fractura de un acero inoxidable dúplex SAF 2507 a) condición de envejecimiento de 24 horas con un aumento de 500X y, b) condición de envejecimiento de 48 horas con un aumento de 500X.



**Figura 8.** Superficie de fractura de un acero inoxidable dúplex SAF 2507 a) condición solubilizada con un aumento de 500X, y b) condición de envejecimiento de 48 horas con un aumento de 400 X.

## CONCLUSIONES

En las observaciones microscópicas y análisis de EDX se apreció la formación de la fase sigma en la ferrita, lo cual está siendo estudiado a profundidad y próximamente publicado por los autores. Es evidente que el material bajo las condiciones estudiadas fragiliza, provocando la disminución de la tenacidad y la ductilidad e incrementando la dureza. Debido a que los resultados obtenidos reflejaron estas características para las condiciones tratadas térmicamente, se puede asumir de la presencia de la fase sigma, ya que ésta se presenta entre los rangos de temperatura de 650°C a 900°C, además, el EDX realizado sobre la fase sigma muestra un % en peso de 64,14 y 27,62 para el hierro y cromo, respectivamente los cuales son los principales componentes de la fase sigma, acompañando estos valores el % en peso promedio del molibdeno en la austenita fue de 8,32, lo que produce la aceleración de la formación de dicha fase en la ferrita.

Las superficies de fracturas estudiadas a través de la microscopía electrónica de barrido mostraron que el acero inoxidable dúplex SAF 2507, en su condición original presentó un mecanismo de fractura dúctil, mientras que para el resto de las condiciones tratadas térmicamente (solubilizada, envejecido 0,5, 1, 5, 24 y 48 horas) el mecanismo de fractura fue totalmente frágil, denotado por facetas de clivaje.

Con respecto a los valores de energía absorbida por impacto (CVN), se obtuvo el mismo comportamiento que en el ensayo de tracción, el material muestra una gran ductilidad para la

condición original específicamente un 98,7% mayor que la condición de 24 horas de envejecimiento que registró el menor valor de CVN, siendo este resultado una consecuencia de la formación de la fase sigma en la austenita que fragiliza las probetas tratadas térmicamente.

A través de la relación empírica de Barson et al, 1986 se pudo evaluar la tenacidad de impacto del material, obteniéndose un  $K_{IC}$  de 245,6  $\text{Mpa m}^{1/2}$ , al ser comparada con la condición de 24 horas de envejecimiento donde se obtuvo un  $K_{IC}$  de 31,62  $\text{Mpa m}^{1/2}$ , se observa que la condición original presenta un 676,7 % superior a la condición envejecida. Si comparamos los valores encontrados en la presente investigación con  $K_{IC}$  provenientes de ensayos estáticos (González, 1998), como es el caso de aceros de alta resistencia con  $K_{IC}$  de 57  $\text{Mpa m}^{1/2}$ , acero 4340 con  $K_{IC}$  de 46  $\text{Mpa m}^{1/2}$ , se observa que el valor de  $K_{IC}$  de la condición crítica (24 horas de envejecimiento) está por debajo inclusive a un acero 4340, lo cual nos evidencia que para cualquiera de las condiciones tratadas en la presente investigación ocurre una disminución de la tenacidad de impacto provocada por la fragilización del material; inclusive al ser comparadas con la condición original o con otros materiales, como los citados en el texto (González, 1998).

## AGRADECIMIENTO

Los autores quieren agradecer el financiamiento del CDCH-UC por intermedio de la propuesta de investigación CDCH-1141-2004 y la Inversión Menor N°CDCH-1142-01-2005.

## REFERENCIAS

- AMERICAN SOCIETY TESTING AND MATERIALS. (1998). Manual Book of ASTM Standards. Vol.10. U.S.A.
- BARSON Y ROLFE. (1986). Fracture and Fatigue Control in Structures. EUA. Prentice Hall.
- FRODIGH, J. AND NICHOLLS, J. (1998). Mechanical Properties of Sandvick Duplex Stainless Steels AB Sandvik Steel, S-811 81 Sandviken, Sweden.
- GONZÁLEZ, J. L. (1998). Mecánica de Fractura. Limusa, Noriega Editores, México.
- LARSON, B. Y LUNDQVIST, B. (1987). Fabricating Ferritic Austenitic Stainless Steel. Sandvick Steel Trade Literature, S-51-53 eng.
- NILSSON, J. Y WILSON, A. (1992). Stainless Steels 92. Materials Institute. Stockholm, Sweden. Vol. 1, p. 280.
- NOCHON, A. Y AGUEN, G. (1980). Embrittlment of Ferritic Stainles Steel. Metal. Trans. Vol. 11A, p.p. 573-585.
- OROPEZA, A. (2004). Calificación de un recubrimiento de acero inoxidable dúplex ER 2209 aplicado por el proceso de soldadura GMAW-P con pulsaciones térmicas. Trabajo de Grado. (UCV, Caracas).
- POHL, M. (1995). The Ferrite / Austenite Ratio of Duplex Stainless Steel». Z metallk Vol 86. p.p. 97-102.
- NOCHON, A. Y AGUEN, G. (1980). Embrittlment of Ferritic Stainless Steel. Metal Trans. Vol. 11a; 573-585.
- SÁENZ, L. (2001). Evaluación del comportamiento mecánico de un acero inoxidable dúplex sometido a un tratamiento de envejecimiento. Trabajo de Ascenso. (UC, Valencia).
- SÁENZ, L. (1995). Principios de la Mecánica de Fractura. Trabajo de Ascenso. (UC, Valencia).