

Efecto del tratamiento térmico de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas y la microestructura de un acero inoxidable dúplex

A. Mejías M.* , J. Arruti R., J. Cepeda I., L. Sáenz P.

Departamento de Materiales y Procesos de Fabricación, Universidad de Carabobo, Facultad de Ingeniería, Escuela de Ingeniería Mecánica. Centro de Investigación de Ingeniería Mecánica.

Resumen.-

La meta fue determinar el efecto del tratamiento térmico de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas y la microestructura de un acero inoxidable dúplex SAF 2507. El tratamiento fue realizado en dos fases: solubilización del material, que consistió en someter probetas para ensayos de tracción y Charpy en V durante una hora y media de permanencia en el horno a 1100° C, para luego templearlas en agua y, un proceso de envejecimiento, en la cual el material permaneció en el horno a 900° C durante 0,1; 0,2; 0,3; y 0,4h. El comportamiento mecánico del material se estudio mediante ensayos de tracción, impacto y microdureza Vickers; el estudio de la microestructura y de las superficies de fractura del material fue llevado a cabo por medio de las técnicas de Microscopia Óptica, Microscopia Electrónica de Barrido (MEB) y análisis por espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDX). El material después de haber sido sometido al tratamiento térmico de envejecimiento se endurece, su resistencia a la tracción aumenta y presenta una disminución en la ductilidad. Las fases secundarias χ y σ fueron observadas, e identificadas por su composición química a través del análisis mediante EDX. La principal fase que se forma después del envejecimiento a 900° C, es la fase σ . Se observó que el envejecimiento a 900° C promueve la formación de la fase χ en tiempos tan cortos de envejecimiento como 0,1 h.

Palabras clave: fase sigma, fase chi, tratamiento térmico de envejecimiento, acero inoxidable dúplex.

Effect of the ageing heat treatment on mechanical properties and microstructure of a duplex stainless steel.

Abstract.-

The goal is studying the effect of an again thermal treatment on the mechanical properties and microstructure on a duplex stainless steel. The heat treatment was realized in two phases: solubilization of the material, which consisted of subjecting specimens for tensile tests and Charpy V to stay in the oven at 1100° C for one hour and thirty minutes, then water quenching was realized and; the again process, in which the material remained in the oven at 900° C during 0,1, 0,2, 0,3 and 0,4 hours. The mechanical behaviour of the material was studied by tensile, impact and Hardness Vickers tests; the study of the microstructure and fracture surfaces of the material was accomplished through Optical Microscopy, Scanning Electron Microscopy (SEM), and X-ray energy dispersion spectroscopy analysis (EDS) techniques. The material after the heat treatment of again hardens, its tensile strength increases and a decrease in ductility. The secondary phases, χ and σ , were observed, identified by their chemical composition through the analysis by EDS. The main phase formed after aging at 900° C is the σ phase. It was observed that aging at 900° C promotes the formation of χ phase in times of aging as short as 0,1 h.

Keywords: sigma phase, chi phase, isothermal heat treatment, duplex stainless steel

Recibido: 17 julio 2009

Aceptado: 6 marzo 2010

*Autor para correspondencia

Correo-e: almejias@hotmail.com (A. Mejías M.)

1. Introducción.

Los aceros inoxidable dúplex, que contienen aproximadamente una cantidad igual de ferrita y austenita, recientemente han sido objeto de interés debido a su combinación de ahorro en costos y su alta resistencia mecánica, mejoras en la resistencia a la corrosión, tanto general como localizada, a la abrasión y al desgaste [1]. La alta resistencia mecánica y la alta resistencia a la corrosión son favorecidas por la presencia de la fase ferrita, mientras que la fase austenita influye sobre la ductilidad y la corrosión uniforme [2]. Esta familia de aceros inoxidable dúplex, ha sido ampliamente empleada en muchas aplicaciones como las industrias petrolera, petroquímica, papelera y marina [2,3].

El acero inoxidable dúplex SAF 2507 pertenece a la familia de los llamados aceros inoxidable súper dúplex por su alto contenido en Cromo y Molibdeno. La combinación de altos contenidos de elementos como el cromo y el molibdeno mejora la resistencia a la corrosión intergranular y por picadura, respectivamente. Además, la adición de Nitrógeno puede promover un endurecimiento por un mecanismo de solución de solidificación intersticial, el cual aumenta el esfuerzo de fluencia, y la resistencia a la tracción, sin perjudicar la ductilidad del material [1].

Debido a la gran cantidad de elementos aleantes que poseen, estos aceros inoxidable dúplex presentan un comportamiento de precipitación complejo, produciendo un efecto sobre las propiedades mecánicas del material. Este comportamiento se incrementa por la diferencia que existe en la distribución de los elementos aleantes en las fases austenita y ferrita [4]. Debido a la alta tasa de difusión de los elementos aleantes en la estructura cristalina de la fase ferrita (BCC), alrededor de 100 veces en la estructura cristalina de la austenita (FCC), todas las precipitaciones técnicamente relevantes se encuentran en esta fase [4,5].

La descripción de la microestructura de este acero inoxidable dúplex, con especial interés en la formación de las fases intermetálicas, es base en el desarrollo y la optimización de nuevos materiales

y procesos de producción para la manufactura de los mismos. Al evaluar las propiedades mecánicas de los aceros inoxidable dúplex sometidos a un tratamiento térmico de envejecimiento será posible establecer su comportamiento mecánico, ya que se consigue que las fases intermetálicas precipiten, simulando las condiciones severas de operación, pudiendo determinar el efecto de las mismas sobre las propiedades mecánicas del material. Además, la aplicación del tratamiento térmico de envejecimiento al originar una nueva microestructura con propiedades mecánicas diferentes a la microestructura inicial, permitiría ampliar el campo de aplicación de los aceros dúplex en la industria venezolana.

Esta investigación está orientada hacia la descripción de la evolución de la microestructura del acero inoxidable dúplex SAF 2507 y su efecto sobre las propiedades mecánicas, luego de haber sido sometido a un tratamiento térmico de envejecimiento a una temperatura de 900° C durante 0,1; 0,2; 0,3 y 0,4 horas con la finalidad de estudiar la influencia de las fases secundarias, principalmente de la sigma (σ), que precipitan sobre el acero inoxidable dúplex 2507.

2. Procedimiento experimental

2.1. Material

En la Tabla 1 se muestra la composición química nominal que suministra el fabricante, Sandvick Steel, sobre el material estudiado.

La investigación se realizó con un acero inoxidable dúplex de alto contenido de cromo, SAF 2507 proveniente en barras de acero cilíndricas calibradas de 20 mm de diámetro. El material fue mecanizado por control numérico para obtener probetas de tracción e impacto (Charpy en V). Las probetas Charpy en V fueron maquinadas según normas ASTM E23 y las probetas de tracción fueron realizadas según normas ASTM A-370. Una vez obtenidas las probetas del material, se llevó a cabo el tratamiento térmico, el cual se realizó en dos fases, la primera fue la solubilización del material, la cual consistió en someter probetas

Tabla 1: Composición Química Nominal de SAF 2507 (% en peso)

C (máx.)	Si (máx.)	Mn (máx.)	P (máx.)	S (máx.)	Cr	Ni	Mo	N
0,03	0,8	1,2	0,035	0,2	25 ± 1	7 ± 1	4 ± 1	0,3 ± 0,02

para ensayos de tracción y Charpy en V durante una hora y treinta minutos de permanencia en el horno a 1,100 ° C, para luego templarlas en agua a temperatura ambiente y, la segunda fase consistió un proceso de envejecimiento, en la cual el material permaneció en el horno a 900 ° C durante 0,1; 0,2; 0,3; y 0,4 h.

El comportamiento mecánico del material se estudio mediante ensayos de tracción, impacto y microdureza Vickers; el estudio de la microestructura y de las superficies de fractura del material fue llevado a cabo por medio de las técnicas de Microscopía Óptica, Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y análisis por espectroscopía de dispersión de energía de rayos X (EDX).

2.2. Ensayos mecánicos

De las doce (12) probetas cilíndricas de tracción de acuerdo a la norma A-370, dos (2) permanecieron en su estado original, las diez (10) restantes fueron sometidas a un tratamiento térmico de solubilización, y luego ocho (8) de ellas fueron sometidas a una serie de tratamientos isotérmicos de envejecimiento a 900 ° C durante 0,1; 0,2; 0,3 y 0,4 horas, respectivamente, con la finalidad de crear diversas condiciones de precipitación de fases secundarias. Los ensayos de tracción fueron realizados mediante el uso de la máquina universal de ensayo de materiales.

Veinticuatro (24) probetas Charpy en V, maquinadas por control numérico según la norma ASTM E-23, del acero inoxidable súper dúplex SAF 2507 fueron ensayadas a temperatura ambiente en un péndulo marca Tinius Olsen, con una capacidad de 0 a 41,5 Kgm (407 J), cuatro (4) estaban en su estado original, las veinte (20) restantes estaban sometidas a un tratamiento térmico de solubilización, y luego dieciséis (16) de ellas fueron sometidas a una serie de tratamientos isotérmicos de envejecimiento a 900 ° C durante 0,1; 0,2; 0,3 y 0,4 horas, respectivamente. Además

de las cuatro (4) condiciones de envejecimiento T₁, T₂, T₃ y T₄ (dieciséis (16) probetas, cuatro (4) por cada condición de ensayo), también se estudió la condición original (cuatro (4) probetas) y la condición solubilizada (cuatro (4) probetas).

2.3. Microscopía Óptica

Mediante la microscopía óptica, utilizando un microscopio Versamet 2 modelo Union 7761 con cámara Sony incorporada de 35 mm, se realizaron las observaciones correspondientes a las diferentes condiciones estudiadas, muestras en condición original, solubilizada y las sometidas a tratamiento térmico de envejecimiento, una vez realizada la preparación metalográfica respectiva mediante técnicas estándar, de preparación metalográfica y pulido mecánico con pasta de diamante de 1 μm. Luego fueron atacadas con una solución de 15 ml de ácido clorhídrico (HCl al 37 %), 50 ml de agua destilada y 1 gr de bisulfito de sodio, Na₂S₂O₂, con la finalidad de observar las fases presentes y así poder delimitar la matriz austenítica (γ) y la matriz ferrítica (α) y las fases secundarias que están presentes, para luego ser observadas mediante un microscopio electrónico de barrido.

2.4. Microscopía Electrónica de Barrido

Las superficies de fractura de las probetas de tracción cilíndricas y Charpy en V del acero inoxidable dúplex fueron analizadas utilizando un microscopio electrónico de barrido (MEB) JEOL, modelo JSM 5300.

Las muestras utilizadas en la microscopía óptica del acero inoxidable dúplex fueron también analizadas utilizando un microscopio electrónico de barrido (MEB) Phillips, modelo XL30, acoplado a un Espectroscopio por dispersión de energía de rayos X (EDX).

2.5. Ensayo de Microdureza Vickers

Las medidas de microdureza se realizaron de acuerdo al ensayo Vickers, según norma ASTM

E384, el cual emplea un penetrador de diamante tallado en forma de pirámide cuadrangular cuyas caras opuestas forman un ángulo de 136° . Se empleó en todos los casos una carga de 10 *gramos*. Se tomaron diez (10) indentaciones para cada condición, tomándose cinco (5) en la fase ferrita y cinco (5) en la fase austenita.

3. Resultados

3.1. Ensayo de Tracción

En la Tabla 2, se muestran los valores de las propiedades mecánicas de las condiciones estudiadas, en la que se observa un cambio significativo, con respecto a la condición original, entre los valores de esfuerzo máximo, esfuerzo de fluencia y de ruptura, donde el primero aumenta, en promedio, aproximadamente un 14 %, el esfuerzo de fluencia aumenta en promedio un 26,26 % y el esfuerzo de ruptura en más de un 100 %, con respecto a la condición original, se observa, entonces, que existe una tendencia a aumentar sus respectivos valores a medida que se incrementa el tiempo de envejecimiento; igualmente se observa una disminución considerable de la ductilidad medida a través del porcentaje de elongación de la probeta, el cual pasa de 42 % para la condición original a 3,44 % para la condición envejecida durante 0,4 horas. Así mismo el porcentaje de reducción de área muestra la misma tendencia de disminuir dramáticamente de 77,30 % a su valor más bajo de 8,85 % que es el que alcanza la probeta tratada térmicamente a $900^\circ C$ durante 0,3 h, el incremento de los valores del esfuerzo de fluencia y del esfuerzo máximo además de los bajos valores de porcentaje de elongación y de reducción de área indican que el material se endurece.

En la Figura 1 se puede observar el proceso de endurecimiento del material, en donde al comparar las gráficas de Esfuerzo-Deformación de todas las condiciones estudiadas se observa el endurecimiento del material y una disminución drástica de la ductilidad del material, la forma de las gráficas de la condición original y solubilizadas son las típicas de materiales dúctiles, mientras que

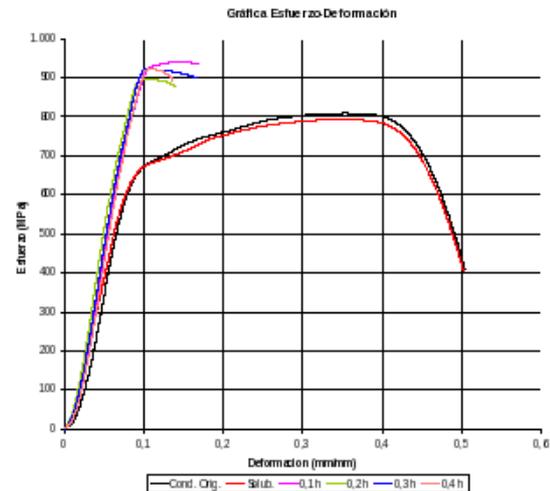


Figura 1: Comportamiento de la Gráfica Esfuerzo-Deformación ingenieril para las condiciones estudiadas.

las gráficas de esfuerzo-deformación del material sometido al tratamiento térmico de envejecimiento se corresponde a materiales frágiles.

3.2. Energía absorbida por impacto

Tabla 3: Valores promedios obtenidos mediante el Ensayo Charpy de la energía absorbida por impacto con respecto al tiempo de envejecimiento

Condición	Energía absorbida por impacto (J)
Original	337.17
Solubilizada	389.36
Envejecida a $900^\circ C$ por 0,1 h	4.42
Envejecida a $900^\circ C$ por 0,2 h	3.92
Envejecida a $900^\circ C$ por 0,3 h	4.71
Envejecida a $900^\circ C$ por 0,4 h	5.20

En la Tabla 3 se muestran los valores de energía absorbida por impacto obtenidos a través del ensayo de impacto Charpy en V, las muestras que fueron tratadas térmicamente presentaron valores inferiores al compararlos con los obtenidos de las muestras del material que fue solubilizado. El tratamiento térmico de envejecimiento incide directamente sobre la reducción en la cantidad

Tabla 2: Valores de los esfuerzos de fluencia, esfuerzo máximo y esfuerzo de ruptura, e (%) y RA (%)

Condición	S_y (MPa)	S_{UTS} (MPa)	S_{Rup} (MPa)	e (%)	RA (%)
Original	570,00	804,54	403,60	42,00	77,30
Solubilizada	578,00	797,31	407,28	38,40	76,53
Envejecida a 900° C por 0,1 h	703,50	923,87	918,13	6,96	10,71
Envejecida a 900° C por 0,2 h	717,00	896,71	879,75	5,72	14,04
Envejecida a 900° C por 0,3 h	716,00	916,77	901,06	5,20	8,85
Envejecida a 900° C por 0,4 h	743,00	935,20	901,24	3,44	10,35

de energía absorbida por el material, donde el valor más bajo obtenido fue de 3,92 J lo que representa casi una disminución del 99 % del valor promedio registrado por la probeta que fue solubilizada. Se puede observar que la energía de impacto desciende súbitamente luego de realizar el tratamiento térmico. Después de tiempos de envejecimiento tan cortos como 0,1 hora ya la energía absorbida por impacto disminuye de 337,17 J a 4,42 J, siendo los valores 337,17 J y 389,36 J los valores obtenidos de la condición original y la condición solubilizada, respectivamente. La probeta cuyo tratamiento térmico de envejecimiento fue aplicado durante 0,4 h, registró un valor promedio de la energía de impacto de 5,20 J muy similar en la condición tratada térmicamente durante 0,1 h. Como se observa el acero inoxidable súper dúplex SAF 2507 al ser expuesto, incluso durante muy cortos períodos de tiempo, a un tratamiento térmico de envejecimiento a 900° C, el efecto sobre la energía de impacto es considerable, ya que su valor decrece bruscamente. Es importante señalar que el material al ser sometido al tratamiento térmico de solubilización incrementa su energía absorbida por impacto, pero luego al aplicar el tratamiento térmico de envejecimiento a 900° C, se reduce bruscamente en orden de un 99 %.

3.3. Microdureza

En la Tabla 4 se muestran los valores promedios obtenidos de los ensayos de microdureza Vickers, en la cual se empleó para la indentación una carga de 10 g. En los valores de microdureza observados

existe una ligera tendencia a incrementarse a medida que se aumenta el tiempo de envejecimiento. El incremento de la microdureza en la fase ferrita se presume que se debe a una cantidad considerable de precipitados intermetálicos, como lo pueden ser la fase Chi (χ) y/o la fase sigma (σ). La microdureza para la condición solubilizada muestra en ambas fases un valor muy similar, para la ferrita de 248,3 (HV) y para la austenita de 251,4 (HV), indicando un incremento del valor con respecto a la condición original, esto debido posiblemente a la redistribución de los granos de ferrita y austenita de una manera más uniforme. La microdureza en el material, para la fase austenita, entre las 0,1 y 0,4 horas minutos permanece con ligeros cambios entre los diferentes tiempos de envejecimiento, pero un poco más baja que para la condición solubilizada, mientras que para la fase ferrita, existe un incremento considerable, más del 50 %, en los valores de la microdureza, para los diferentes tiempos de envejecimientos establecidos, donde el valor promedio más alto que se alcanzó fue de 361,1 (HV) para la muestra sometida al tratamiento térmico de envejecimiento durante 0,2 horas. Los resultados de la microdureza tienen el mismo comportamiento de la resistencia mecánica lo que indica un proceso de endurecimiento por envejecimiento del material.

3.4. Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y Análisis por Espectroscopía de Dispersión de Energía de Rayos X (EDX).

En la Figura 2 se observa la evolución del cambio en la microestructura del material, desde su condición original y luego de haber realizado

Tabla 4: Valores promedios, en HV (10 g), obtenidos mediante el ensayo de microdureza Vickers con respecto al tiempo de envejecimiento

Fase	O	SOL	T ₁	T ₂	T ₃	T ₄
α	210,1 ± 15,4	248,3 ± 20,7	337,1 ± 28,1	361,1 ± 15,5	357,1 ± 28,5	346,2 ± 26,4
γ	186,5 ± 53,5	251,4 ± 27,1	211,8 ± 29,6	186,2 ± 29,9	197,9 ± 19,5	215,8 ± 22,1

el tratamiento térmico de envejecimiento a 900° C, obtenida por microscopía electrónica de barrido (MEB). Inicialmente se tiene que el material tiene una fase ferrítica y otra austenítica como era de esperar. La microestructura que se observa después de 0,1 horas consiste principalmente en austenita (γ), la fase clara, en considerablemente mayor proporción que la fase ferrita (α), la fase más oscura, y compuestos intermetálicos, como austenita secundaria, en pequeñas regiones en los límites de grano ferrita/austenita y dentro de la matriz de la fase ferrita que la caracterizan, las cuales se observan con una coloración diferente a la austenita y a la fase ferrita, como también es indicado en otras investigaciones realizadas anteriormente [1, 5, 6, 7].

En el material envejecido desde 0,1 horas se observa en la microestructura pequeñas partículas en la periferia de la fase austenítica. Estas partículas, dada la temperatura del tratamiento térmico de envejecimiento en donde luego se comprobaran mediante la identificación de su composición química que son la fase Chi (χ) o fase sigma (σ) teniendo una morfología aparentemente dispersa en la micrografía obtenida.

En la Figura 2 (c) se observa claramente como permanece inalterada la fase austenita (γ), mientras que en la matriz ferrita (α) se observa la presencia de fases secundarias, sobre todo en los límites de grano austenita/ferrita. En la figura 2 (a) y 2 (b) se observa solo la presencia de las fases austenita (γ) y ferrita (α), en las figuras 2(c), 2(d), 2(e) y 2(f), se observa la descomposición de la fase ferrita, en cuya matriz se forman precipitados, los cuales se pueden identificar por la diferente coloración que ellos presentan, y que a través de la espectroscopía por difracción de energía de rayos X (EDX), se puede conocer la composición de cada una de ellas para identificarla de acuerdo a

la misma.

Con un aumento de 2000x en las fotomicrografía de la figura 2 (c), 2 (d), 2 (e) y 2 (f) obtenidas mediante MEB se observa de una manera nítida como la fase ferrítica sufre de una descomposición que genera otra fase o fases alrededor de los límites de grano de la microestructura. La fase austenítica claramente evidencia su predominio sobre las otras fases existentes. Las otras fases en cuestión, al compararlo con otros estudios [1, 2, 5], son la fase sigma (σ) y la fase Chi (χ), donde la primera se caracteriza porque en su composición química está dada por 29 % a 34 % (en peso) de Cromo, 3 % a 5 % (en peso) de Niquel y 3 % a 9 % (en peso) de Molibdeno [8], mientras que la segunda se caracteriza por un alto contenido en Molibdeno [7].

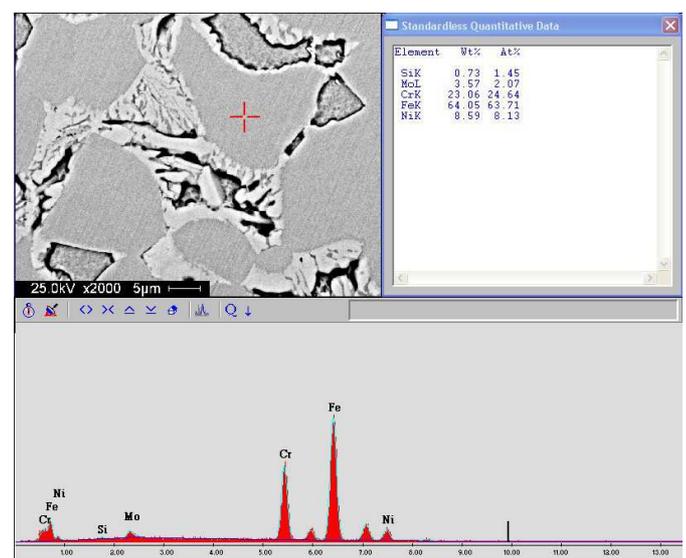


Figura 3: Composición química de la fase austenita (γ) obtenida mediante análisis por EDX de la muestra envejecida durante 0,1 h.

En la Figura 3 se muestran las fotomicrografías obtenidas por MEB de la probeta envejecida a 900° C durante *h*. La fase ferrita (α) aparece con

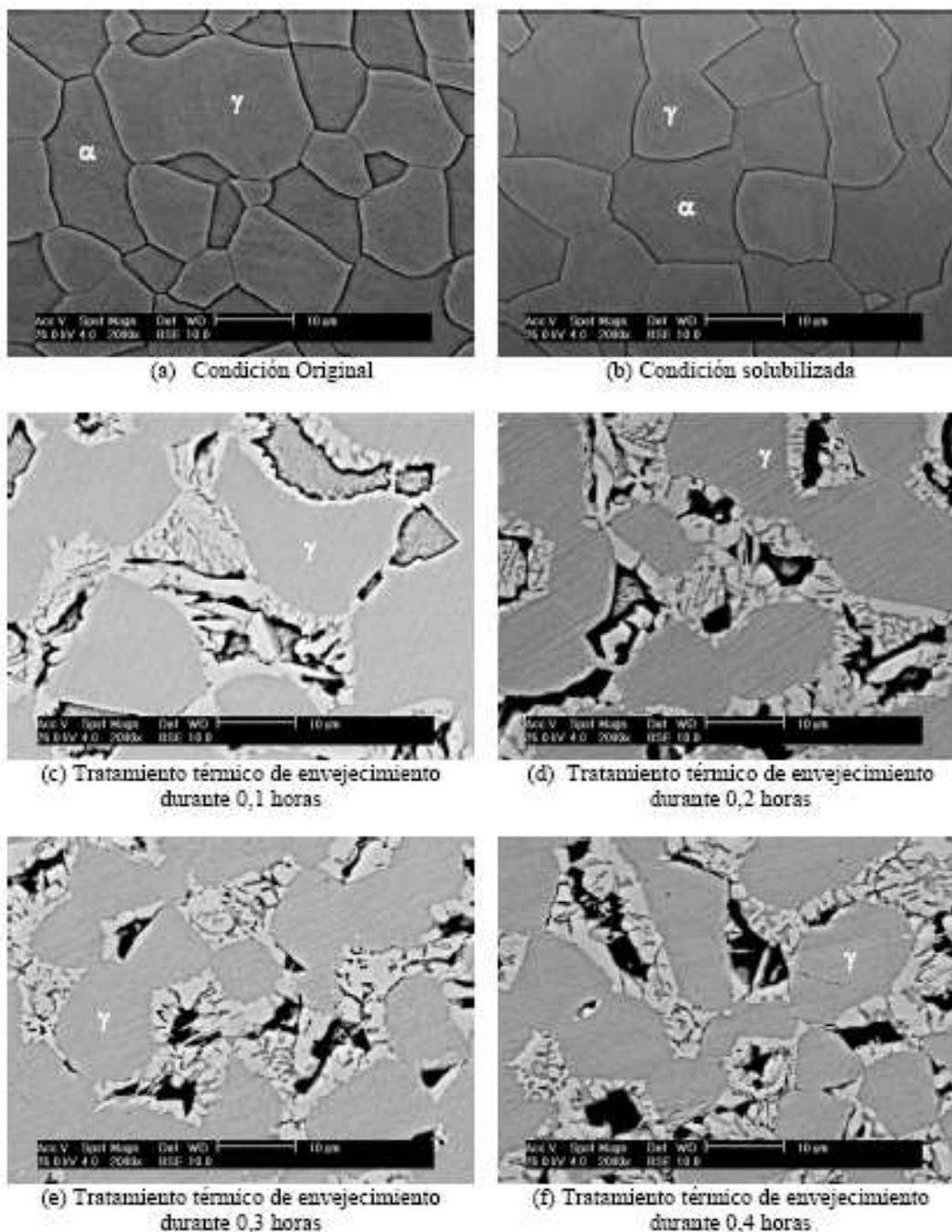


Figura 2: Fotomicrografías de las diferentes muestras de acero inoxidable dúplex 2507 obtenidas mediante MEB para las diferentes probetas envejecida a 900°C entre 0,1 y 0,4 hora (Reactivo: 1 g $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_2$, 15 ml HCl al 37 % y 50 ml de agua destilada)

algunas zonas de una coloración grisácea en su matriz, y observándose en una proporción más pequeña, que la fase austenita (γ) que es la región clara, y que además es la que predomina en la microestructura del material.

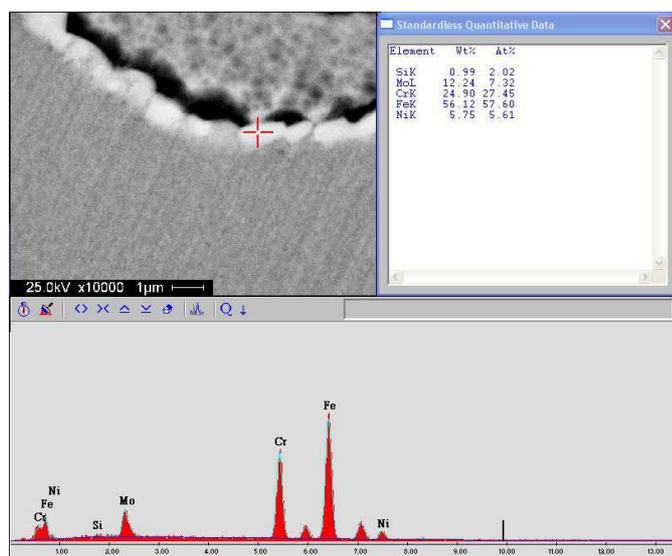


Figura 4: Composición química de la fase Chi (χ) obtenida mediante análisis por EDX de la muestra envejecida durante 0,1 h.

En la Figura 4, se muestra la fotomicrografía obtenida por MEB, de la condición tratada térmicamente durante 0,1 horas. La microestructura básica consiste en la fase dual austenita-ferrita, donde la clara es la fase austenita (γ). Se puede notar la existencia de pequeños depósitos que están distribuidos a lo largo del límite de grano austenita/ferrita y crecen en las adyacencias de la matriz ferrítica (α). Los precipitados de compuestos intermetálicos en aceros inoxidables dúplex son muy frecuentes debido a las altas concentraciones de Cromo, Nitrógeno y Molibdeno, y la distribución de estos elementos en las diferentes fases [5, 9]. Investigaciones [3, 5, 7] revelan que en los aceros inoxidables dúplex las fases sigma (σ), la fase Chi (χ), y otros compuestos intermetálicos, ricos en Cromo o Molibdeno, y nitruros de carbono y cromo pueden existir cuando se hace un envejecimiento del material. Además de estos precipitados secundarios, la fase sigma (σ) con una formación cinética rápida ha sido considerada la más crítica debido a que causa un deterioro

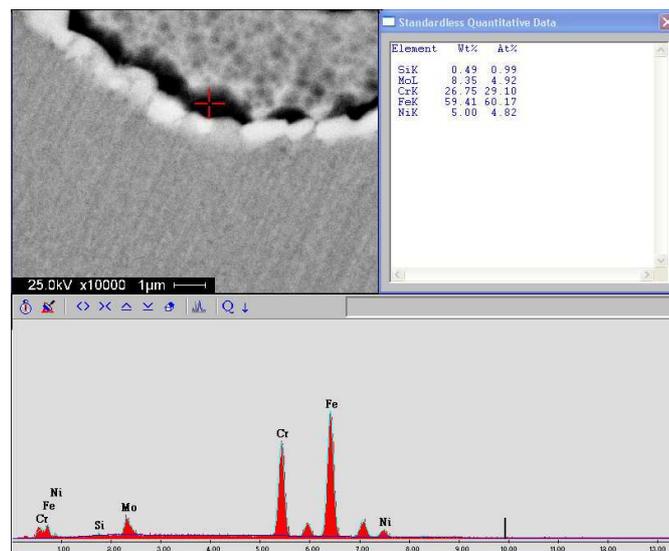


Figura 5: Composición química de la fase Sigma (σ) obtenida mediante análisis por EDX de la muestra envejecida durante 0,1 h.

drástico en la resistencia al impacto y la resistencia a la corrosión [7, 9].

Al realizar una análisis con EDX, figura 5, se observa que en la fase sigma (σ) se presenta en el borde de grano austenita/austenita, conteniendo 8,35% de Molibdeno. Esto se debe a que al Molibdeno puede difundirse desde las regiones interiores de la matriz ferrítica, indicando que el Molibdeno es uno de los elemento principales que promueve la formación de la fase sigma (σ). En la figura 2 igualmente se puede observar la presencia de la fase sigma (σ) y la composición química obtenida mediante el análisis mediante EDX.

En la figura 6 se observa la microestructura del material envejecido durante 0,4 horas, en el que se observan las fases austenita (γ), la fase sigma (σ), y la fase ferrita.

En la Tabla 5 se observa la evolución de la composición química de las fases identificadas mediante análisis a través de EDX, en ella es posible notar la evolución de las fases principales como la fase ferrita (α) y austenita (γ), y de las fases secundarias, sigma (σ) y chi (χ), presentes como consecuencia de los tratamientos térmicos de envejecimiento, se destaca la presencia de la

Tabla 5: Evolución de la composición química (en \div de masa) de las fases observadas en el acero inoxidable dúplex de la muestra sometidas al tratamiento térmico de envejecimiento.

Condición	Fase	Si	Mo	Cr	Fe	Ni
Original	α	0,63	4,70	26,61	62,87	5,18
	γ	0,62	3,37	22,95	64,69	8,37
Solubilizada	α	1,00	4,80	26,19	62,31	5,71
	γ	0,43	2,77	23,09	64,45	9,27
Envejecida durante 0,1 h	α	0,37	5,68	27,84	61,19	4,93
	γ	0,73	3,57	23,06	64,05	8,59
	σ	0,49	8,35	26,75	59,41	5,00
	χ	0,99	12,24	24,90	56,12	5,75
Envejecida durante 0,2 h	α	0,21	7,00	26,22	61,66	4,91
	γ	0,58	4,11	22,31	65,00	8,00
	σ	1,12	9,06	28,01	57,25	4,56
Envejecida durante 0,3 h	α	0,24	4,10	29,99	62,00	3,67
	γ	0,78	3,42	23,54	63,74	8,52
	σ	0,77	9,11	28,85	56,22	5,05
Envejecida durante 0,4 h	α	0,51	5,87	27,56	61,35	4,71
	γ	0,57	4,65	24,65	63,87	6,37
	σ	0,79	8,25	28,13	57,77	5,06

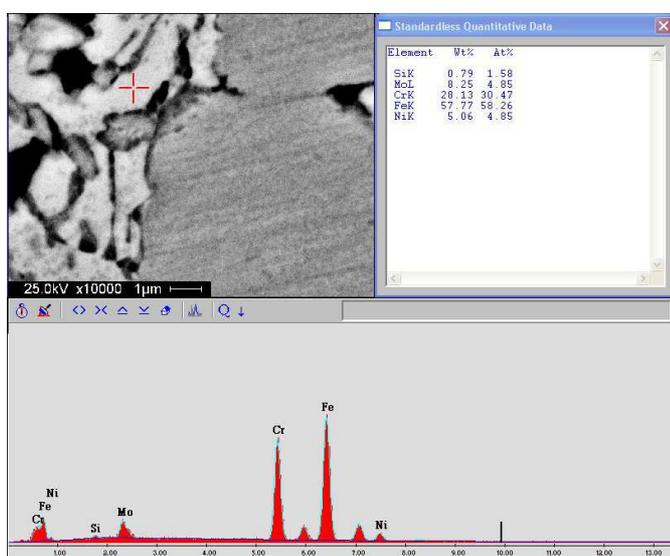


Figura 6: Composición química de la fase Sigma (σ) obtenida mediante análisis por EDX de la muestra envejecida durante 0,4 h.

fase sigma en todas las condiciones de envejecimiento, y la presencia de la fase chi en la probeta sometida a tratamiento térmico de envejecimiento durante 0,1 horas. La fase sigma presenta en todas las condiciones estudiadas valores relativamente mayores de Silicio y Molibdeno y valores menores de hierro en comparación con las fases ferrita y

austenita.

3.5. Fractografía

La Figura 7 muestra la fractografía de la superficie de fractura de la probeta del ensayo de tracción, del acero inoxidable súper dúplex SAF 2507, donde se muestra un mecanismo de coalescencia de cavidades, observándose el mecanismo de fractura dúctil del material, indicando que la energía que fue absorbida por impacto es alta, como se observa en la tabla 3, característica principal de este mecanismo de fractura dúctil, en la condición solubilizada del mismo. Es interesante observar las superficies de fractura presente en la figura 7(a) y 7(b), muestran el mecanismo coalescencia de cavidades, el cual describe completamente el mecanismo de fractura dúctil del material en ésta condición.

De las observaciones realizadas a las fractografías de las superficies de fracturas de las probetas de tracción, en la condición original y solubilizada, se puede afirmar que en ambos casos la fractura de las probetas se ha producido por un mecanismo de fractura dúctil con coalescencia de cavidades, resultados similares a los determinados en investigaciones anteriores [3, 10, 11].

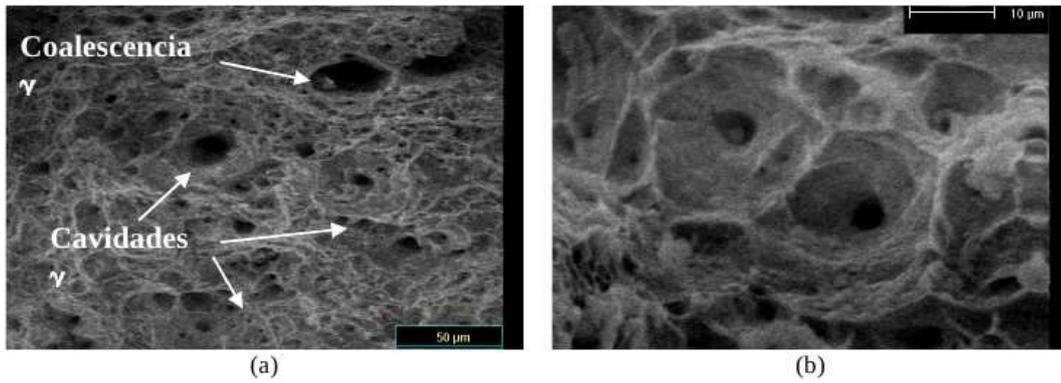


Figura 7: Fractografía de la superficie de fractura de una probeta de Tracción del acero inoxidable superdúplex SAF 2507 en condición solubilizada. (a) 350x y (b) 2000x

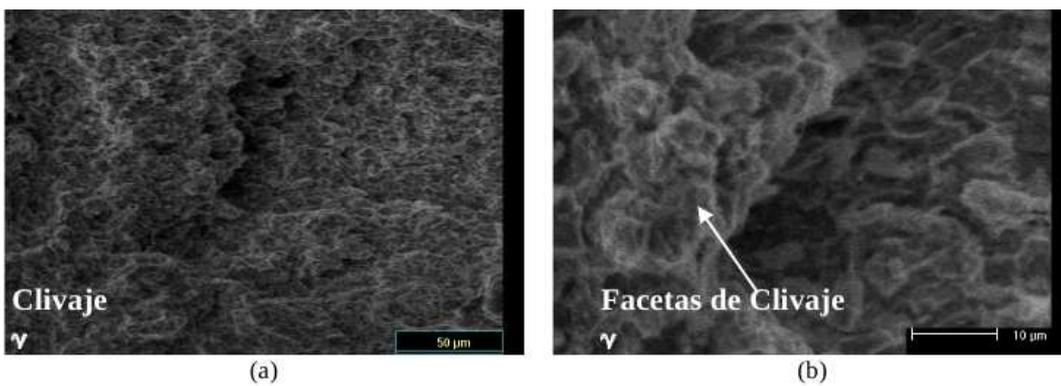


Figura 8: Fractografía de la superficie de fractura de una probeta de Tracción del acero inoxidable superdúplex SAF 2507 envejecido durante 0, 1h a 900° C. (a) 350x y (b) 2000x

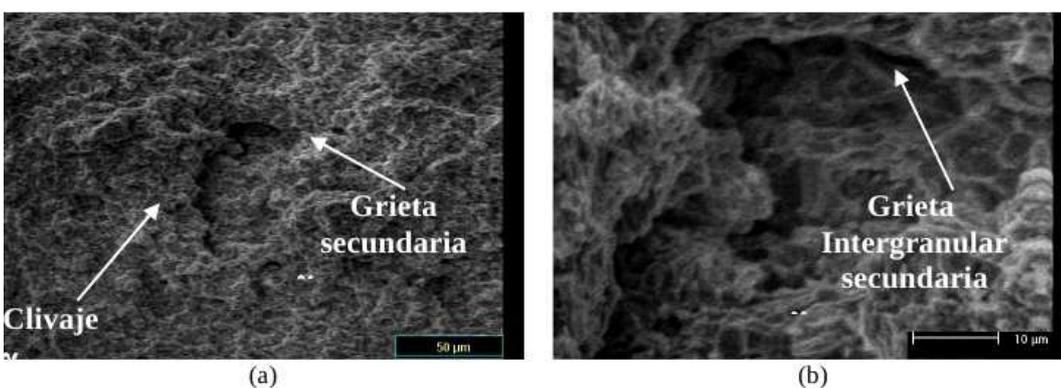


Figura 9: Fractografía de la superficie de fractura de una probeta de Tracción del acero inoxidable superdúplex SAF 2507 envejecido durante 0, 4h a 900° C. (a) 350x y (b) 2000x

Igualmente se puede apreciar en la Figura 8, para la condición del material envejecido durante 0,1 h, que la superficie de fractura, para la probeta de impacto también presenta una superficie lisa, característica de un mecanismo de fractura frágil, indicando el material se fragiliza por efecto del tratamiento térmico de envejecimiento observándose facetas de clivaje y grietas intergranulares. En las Figuras 9 (a) y 9 (b), correspondientes a una de las probetas que fueron tratadas térmicamente durante 0,4 h a 900° C, la superficie de fractura muestra facetas de clivaje y las grietas intergranulares distribuidas sobre toda la superficie de fractura.

4. Conclusiones

La principal fase que se forma después del envejecimiento a 900° C es la fase sigma (σ), la cual precipita en la intercara austenita/ferrita y crece en la fase ferrita.

Se observó que el envejecimiento a 900° C promueve la formación de la fase Chi (χ) en tiempos tan cortos de envejecimiento, como 0,1 hora.

Los tratamientos térmicos de envejecimiento realizados durante tiempos cortos a 900° C (de 0,1 a 0,4 horas) incrementan la cantidad de precipitados de fases secundarias, las cuales aumentan en más de un 50 % los valores de microdureza obtenidos en la fase ferrita, al compararlos con la condición original del material

La resistencia mecánica del material aumenta, con respecto a la condición original, al ser sometido al tratamiento térmico de envejecimiento, el esfuerzo de fluencia aumenta aproximadamente en un 26 %, el máximo en un 14 % y el de ruptura en más del 100 %, mientras que la ductilidad del material se ve seriamente afectada la cual se refleja en la drástica reducción del porcentaje de elongación y del porcentaje de reducción de área, disminuyen en promedio, aproximadamente, 87 % y 86 %, respectivamente, fragilizando el material por endurecimiento del mismo debido al envejecimiento.

Al realizar tratamientos térmicos de envejecimiento, el mecanismo de fractura presentado en las superficies de fractura de las muestras de tracción

y de Charpy en V cambia de una fractura dúctil con coalescencia de cavidades a una fractura frágil, con facetas de clivaje y grietas intergranulares.

La energía absorbida por impacto disminuye drásticamente y alcanza su valor más bajo para la condición envejecida a 900° C durante 0,2 horas. La energía absorbida por impacto disminuye en un 99 % del valor máximo alcanzado (condición solubilizada), que fue el obtenido en la condición solubilizada del material.

5. Agradecimientos

Los autores expresan su agradecimiento al Consejo de desarrollo Científico y Humanístico de la Universidad de Carabobo CDCH-UC por el financiamiento otorgado al Proyecto de Investigación N° 1103. Y también a SANDVEN, C.A. por su valiosa colaboración.

Referencias

- [1] GHOSH, S. K. y MONDAL, S. High temperature ageing behaviour of a duplex stainless steel *Materials Characterization* doi:101016/j.matchar,2008,04,008. 2008
- [2] MICHALSKA, J., SOZANSKA, M. Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steels *Materials Characterization* 56 , Pag 335 – 362 Effect of ageing on precipitation and impact energy of 2101 economical du 2006
- [3] WEI, Z., LAIZHU, J. M., JINCHENG, H., HONG-MEI, S. Duplex stainless steels *Materials Characterization* doi:101016/j.matchar.2008.07.002.tion 2008
- [4] POHL, M., STORZ, O. y GLOGOWSKI, T. Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steels *Materials Characterization* 58, Pag 65 – 71 2007
- [5] RODRÍGUEZ, M.P., ALMAGRO, J.F., BOTELLA, J. y VALERGA P. Cinéticas de Transformación de fases a 850° C de aceros inoxidables duplex clásicos (2205 y 2507) y de uno nuevo de bajo contenido de níquel y alto en manganeso (DBNi) *Boletín de la Sociedad Española de Cerámica y Vidrio*; 43 (2); Pag 237 – 242. 2004
- [6] FOSCA, C., MERINO, C., OTERO, E., y HIERRO, P. Metalografía en color de los aceros inoxidables mediante la técnica del ataque coloreado CENIM Pag. 223 – 230 Julio/Agosto 1996
- [7] NILSSON, J.O. Super duplex stainless steels *Materials Science and Technology*, Vol . 8 Pag.685 – 700. 1992

- [8] PALMER, T.A., ELMER, J.W., BABU, S.S. y SPECHT, E.D. Direct Observations of Sigma Phase Growth and Dissolution in 2205 Duplex Stainless Steel Trends in Welding Research; Lawrence Livermore National Laboratory United States, 2005
- [9] SIEURIN, H. y SANDSTRÖM, R. Sigma phase precipitation in duplex stainless steel 2205 Materials Science and Engineering A 444, Pag 271 – 276. 2007
- [10] YUAN, Z., DAI, K., CHENG, X., CHEN, X. Y XU, W. Impact properties og high-notrogen austenitic stainless steels Materials Science and Engineering A 475. Pag 202 – 206. 2008
- [11] SAENZ, L., HILDERS, O., HERGUETA, R. et al. 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 Rev. Fac. Ing. UCV, *vol*,22, *N*° 3, Pag. 21–30. 2007