

# Influencia del tratamiento térmico de envejecimiento sobre las propiedades mecánicas y la microestructura de un acero inoxidable dúplex 2507

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

*Centro de Investigación de Ingeniería Mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Carabobo*

---

## Resumen.-

El acero inoxidable dúplex SAF 2507 se sometió a un tratamiento térmico de envejecimiento a 685 °C, por períodos de tiempo que se extendieron hasta los 1680 minutos; con la finalidad de inducir la precipitación de las fases intermetálicas secundarias, en particular la fase R. De esta manera, se estudiaron los cambios suscitados en la microestructura y en las propiedades mecánicas del acero inoxidable en cuestión. De los resultados obtenidos, se aprecian cambios significativos en las propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF 2507, como consecuencia de la aplicación del tratamiento térmico de envejecimiento. En el estudio de la resistencia mecánica y de la tenacidad a la fractura del material, se evidenció una notable reducción para las condiciones tratadas isotérmicamente, con respecto a la condición original. De manera análoga, en la evaluación de la microdureza de las fases principales del acero en cuestión, se palpó el aumento de la dureza para las condiciones tratadas térmicamente, a excepción de la última condición de estudio debido a un sobre-envejecimiento suscitado en el material. Se presume por los resultados obtenidos de los ensayos mecánicos, la presencia de fase intermetálica R. Mediante el microanálisis por EDX, de la microestructura del acero de las muestras envejecidas, se coteja la presencia de la mencionada fase. Además, se verifica que el material después de haber sido tratado isotérmicamente, fragiliza; siendo éste un efecto generado por la precipitación de la fase R.

**Palabras clave:** Acero inoxidable dúplex 2507, tratamiento térmico de envejecimiento, fase R.

## Influence of the heat treatment of aging on the mechanical properties and microstructure a stainless steel duplex 2507

### Abstract.-

Stainless steel duplex SAF 2507 was submitted to a heat treatment of aging at 685 °C, for periods of time from 140–1680 minutes; with the aim to induce the precipitation of the secondary phases, in particular the R phase. In this way, have been studied the changes in microstructure and mechanical properties. The results obtained evidenced significant changes on the mechanical properties of duplex stainless steel SAF 2507, as a result of the application of the heat treatment of aging. The study of the mechanical strength and toughness, showed a marked reduction for the conditions treated isothermally, in reference to the original condition. In a similar way, the assessment of the microhardness of the main phases of steel, demonstrated the increase of the toughness for the treated conditions, except for the last condition of study due to a overheating produced in the material. It is assumed by the results of the mechanical tests, the presence of intermetallic R phase. Through the microanalysis by EDX, microstructure of the samples aged collated the presence of the above mentioned phase. In addition, verified that the material after been treated isothermally, weakens; this is an effect generated by the precipitation of R phase.

**Keywords:** Duplex stainless steel 2507, Heat treatment of aging, R phase.

Recibido: 17 julio 2009

Aceptado: 6 marzo 2010

## 1. INTRODUCCIÓN.

Los aceros inoxidable dúplex son materiales que se caracterizan por una microestructura bifásica formada por fracciones de volumen más o menos similares de austenita ( $\gamma$ ) y ferrita ( $\alpha$ ). La composición química de estos materiales suele caracterizarse, generalmente, por presentar contenidos de cromo (Cr) entre 18 y 28 %, níquel (Ni) entre 4 y 7 % y molibdeno (Mo) entre 1,5 y 4 %. La proporción de fases depende principalmente de la composición química de la aleación y del proceso de conformación del material [1].

Estos aceros, son cada día más utilizados debido a que ofrecen una excelente combinación de propiedades mecánicas, de resistencia a la corrosión y soldabilidad. Los aceros dúplex poseen una diversa gama de formas y/o geometrías, extendiéndose a productos de sección plana como planchas, y circular como barras.

En general, los aceros inoxidable dúplex padecen el problema de precipitación de fases intermetálicas en su matriz, cuando se exponen a temperaturas que oscilan entre 300–1000 °C. Entre las conocidas están: la fase  $\sigma$ , nitruros ( $\text{Cr}_2\text{N}$  y  $\text{CrN}$ ), austenita secundaria ( $\gamma_2$ ), fase  $\chi$ , fase R, fase  $\pi$ , carburos ( $\text{M}_7\text{C}_3$  y  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ), precipitados de cobre (Cu) y fase  $\tau$ ; más aún, en el rango de temperatura de 300–500 °C, la descomposición espinoidal de la ferrita puede ocurrir [2].

Estas fases merman a un sinnúmero de propiedades mecánicas y, por supuesto, a la resistencia a la corrosión que pueda exhibir el material; incluso para bajos porcentajes de precipitados [3].

El objetivo principal de este trabajo se centra en el estudio de la influencia de las fases intermetálicas precipitadas en el acero inoxidable dúplex SAF 2507, una vez aplicado un tratamiento térmico de envejecimiento a 685 °C durante un rango de 140 a 1680 minutos; sobre el comportamiento de

las propiedades mecánicas, para así determinar la aplicabilidad de este material bajo las condiciones mencionadas.

Para ello se han llevado a cabo ensayos de tracción, de resistencia al impacto y microdureza; así como también la observación de la microestructura mediante microscopía óptica y electrónica de barrido con EDX, sobre muestras tratadas isotérmicamente. Comprobando además, el mecanismo de fractura, para ambos ensayos mecánicos en cada una de las condiciones de estudio.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

### 2.1. Material

El material utilizado fue un acero inoxidable dúplex de alto contenido de nitrógeno, fabricado por Sandvick AB, en Suecia; bajo la nomenclatura SAF 2507, y con la composición química respectiva, que puede detallarse en la Tabla 1. Su condición original fue en forma de barra cilíndrica de 20 mm de diámetro, proveniente de un proceso de laminación en caliente.

Las probetas de tracción e impacto (Charpy en “V”) se obtuvieron del mecanizado por torno y fresadora de control numérico del material base respectivamente, adicionalmente de la aplicación del proceso de electroerosión (entalla) para el caso de las probetas del ensayo de impacto. Las probetas de tracción fueron realizadas según normas ASTM E8 y las probetas Charpy en “V” fueron maquinadas según normas ASTM E23. Una vez obtenidas las probetas del material de estudio, se llevaron a cabo dos (2) tratamientos térmicos; el primero fue la solubilización del material, la cual consistió en someter las probetas de estudio durante dos horas de permanencia en el horno a 1.120 °C, para luego templarlas en agua a temperatura ambiente; y el segundo tratamiento térmico consistió en un proceso de envejecimiento, en la cual el material permaneció en el horno a 685 °C durante 140, 525, 910, 1295 y 1680 minutos, en un horno Marca Thermolyne Modelo 48000 Furnace. El comportamiento mecánico del material se estudio mediante ensayos de tracción,

\*Autor para correspondencia

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

Tabla 1: Composición química del acero inoxidable dúplex SAF 2507(% en peso).

| C      | Si     | Mn     | P      | S      | Cr     | Ni     | Mo     | N      | Cu     |
|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|--------|
| (máx.) | (máx.) | (máx.) | (máx.) | (máx.) | (nom.) | (nom.) | (nom.) | (nom.) | (máx.) |
| 0,03   | 0,8    | 1,2    | 0,035  | 0,015  | 25     | 7      | 4      | 0,3    | 0,5    |

impacto y microdureza Vickers; mientras que el estudio de la microestructura y de la superficie de fractura del material se llevó 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

Se ensayaron a tracción, catorce (14) probetas cilíndricas lisas de acuerdo a la norma ASTM E8 para ensayos de tracción en materiales metálicos. De estas probetas disponibles, dos (2) permanecieron en su estado original, otras dos (2) se sometieron a un tratamiento térmico de solubilización; y las diez (10) restantes (2 por cada condición de ensayo) se sometieron a una serie de tratamientos isotérmicos de envejecimiento a 685 °C entre 140 y 1680 minutos, con la finalidad de crear diversas condiciones de precipitación de carburos. Los ensayos de tracción se realizaron mediante el uso de la máquina Marca Galdabini Modelo CTM 20 de 20 toneladas de capacidad.

Así mismo, se maquinaron en un centro de mecanizado vertical de control numérico veintiocho (28) probetas Charpy en “V” según la norma ASTM E23. Las mismas se ensayaron a temperatura ambiente en un péndulo Marca Tinius Olsen Modelo 200139 de capacidad 0 a 41,5 Kg · m (407 J). De las probetas en cuestión, cuatro (4) permanecieron en su condición original, otras cuatro (4) se sometieron a un tratamiento térmico de solubilización; y las veinte (20) restantes (4 por cada condición) se sometieron a una serie de tratamientos isotérmicos de envejecimiento a 685 °C entre 140 y 1680 minutos.

## 2.3. Microscopía Óptica

Mediante microscopía óptica, se obtuvieron las micrografías de la microestructura a través

de un captador de imágenes Marca Sony Modelo Exwave HAD SSC–DC50A con lente 35 mm, acoplado a un microscopio Marca Unión Modelo Versamet 2 7761. Así se realizaron las observaciones correspondientes a la condición original y solubilizada, y a las probetas envejecidas térmicamente; después de haber sido realizada la preparación metalográfica respectiva mediante técnicas estandarizadas. Posteriormente fueron atacadas con una solución de 50 ml de agua destilada (H<sub>2</sub>O), 15 ml de ácido clorhídrico (HCl), al 37 %, y 1 gr de bisulfito de sodio (NaHSO<sub>3</sub>); con la finalidad de observar las fases presentes, y así poder delimitar la matriz austenítica ( $\gamma$ ) y ferrítica ( $\alpha$ ). Además de determinar el tamaño de grano y microdureza de las fases presentes, entre otros estudios.

## 2.4. Microscopía Electrónica de Barrido

Las superficies de fractura del acero inoxidable dúplex se analizaron mediante el uso de un microscopio electrónico de barrido (MEB) Marca JEOL Modelo JSM 5300, después de ser separadas de las probetas cilíndricas fracturadas.

Las muestras utilizadas se tomaron realizando un corte a 10 mm de la superficie de fractura. Luego, se colocaron en una campana de cristal, la cual contenía cloruro de calcio (CaCl<sub>2</sub>) como agente absorbente de la humedad, preservándolas así hasta el momento en que se realizó las observaciones requeridas en el MEB. Antes de realizar las observaciones, todas éstas se sometieron a un proceso de limpieza para eliminar la posible contaminación de la superficie de fractura. Las muestras se colocaron en una base–soporte, y posteriormente se adhirieron a la misma mediante un papel adhesivo conductor y pintura de grafito. Por su parte, el estudio de la composición química, en porcentaje de peso y atómico, de las distintas fases y/o precipitados se realizaron mediante un

microscopio electrónico de barrido (MEB) Marca Phillips Modelo XL-30, equipado con sistema de microanálisis por EDX, Marca EDAX Modelo Génesis. Las muestras utilizadas se tomaron realizando un segundo corte a 20 mm de la superficie de fractura.

De igual manera, las probetas embutidas se colocaron en una campana de cristal, la cual contenía cloruro de calcio ( $\text{CaCl}_2$ ) como agente absorbente de la humedad, preservándolas así hasta el momento en que se realizó las observaciones requeridas en el MEB. Así mismo, se aplicaron los procesos de limpieza y montaje de las probetas descritos anteriormente. Las muestras se estudiaron y/o analizaron directamente en el MEB operado a 20 Kv.

### 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  $136^\circ$ . El número de medidas para cada condición de estudio, fueron diez (10), tomándose cinco (5) en cada fase principal presente. Las huellas o indentaciones se distribuyeron en el centro de la probeta, evitando de esta manera los bordes o fronteras. Se emplearon en todos los casos una carga de 10 gramos. Por otra parte, el tiempo de manutención de la carga aplicada fue de 15 segundos. Los ensayos de Microdureza Vickers se realizaron con la ayuda de un Microdurómetro Marca Buehler, utilizando una carga de 10 gr. Las muestras se prepararon previamente, metalográficamente hablando, con claras definiciones de las fases presentes, ferrita ( $\alpha$ ) y austenita ( $\gamma$ ).

## 3. RESULTADOS

### 3.1. *Ensayo de Tracción*

En la Tabla 2 y la Figura 1 se muestran los valores de las propiedades mecánicas de las condiciones de estudio, en la que se observa un cambio significativo, con respecto a la condición original, entre los valores de esfuerzo máximo

(SUTS), esfuerzo de fluencia ( $S_y$ ) y de ruptura ( $S_{rup}$ ), donde el primero tiene una leve tendencia a incrementar su valor a medida que el tiempo de envejecimiento aplicado al acero en cuestión aumenta; sin embargo, la variación porcentual con respecto a la condición original es menor al 10%. Por otra parte, el esfuerzo de fluencia permanece prácticamente invariable para todos los tiempos de tratamientos isotérmicos aplicados; de hecho, la variación porcentual con respecto a la condición original es menor al 7,5%. Finalmente, el esfuerzo de ruptura aumenta en gran proporción a medida que el tiempo de permanencia de la probeta en el horno es mayor; obteniéndose para el primer una variación porcentual de 50%; llegando a alcanzar 120% para el último tiempo de envejecimiento. Contrapuestamente, se observa una disminución considerable de la ductilidad medida a través del porcentaje de elongación de la probeta, el cual se reduce en casi 30%. Así mismo, el porcentaje de reducción de área muestra la misma tendencia de disminuir, menguando en aproximadamente 60%. El incremento de los valores del esfuerzo máximo y de ruptura; además de los bajos valores de porcentaje de elongación y de reducción de área, indican que el material se endurece.

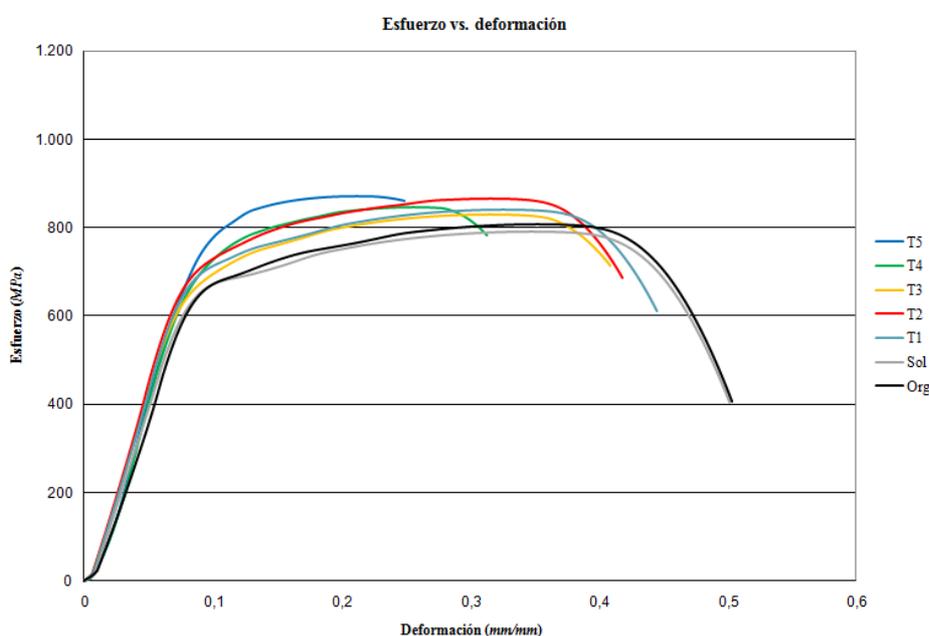
### 3.2. *Metalografía*

En la Figura 2, se observa la secuencia de desfragmentación en la microestructura del material, específicamente en la ferrita ( $\alpha$ ), una vez aplicado el tratamiento térmico de envejecimiento; obtenida a través de microscopía electrónica de barrido (MEB). Para la condición original (figura 2.a) y solubilizada (figura 2.b), se visualiza que el material posee una fase ferrítica ( $\alpha$ ) y otra austenítica ( $\gamma$ ). Se identifica claramente la ferrita como la fase oscura, la cual es continua debido a que, por efecto de los reactivos o soluciones electrolíticas empleadas en el ataque químico; es la primera en reaccionar por ser la más activa (fase anódica), coloreándose uniformemente. Mientras que la austenita, se observa más clara, y resalta ópticamente como una superficie en sobrelieve; permaneciendo prácticamente inalterada (fase catódica) [4].

Para todas las muestras envejecidas (figura 2.c,

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

| Condición | $S_{rup}$ (MPa) | $S_{UTS}$ (MPa) | $S_y$ (MPa) | $e$ (%) | RA (%) |
|-----------|-----------------|-----------------|-------------|---------|--------|
| Org.      | 390,89          | 804,55          | 620,00      | 42,00   | 77,30  |
| $T_0$     | 407,28          | 797,31          | 595,00      | 38,40   | 75,78  |
| $T_1$     | 612,62          | 835,42          | 612,50      | 34,00   | 57,84  |
| $T_2$     | 646,36          | 849,71          | 600,00      | 31,34   | 50,81  |
| $T_3$     | 706,93          | 831,91          | 575,00      | 26,20   | 42,31  |
| $T_4$     | 835,77          | 873,91          | 580,00      | 18,42   | 24,62  |
| $T_5$     | 852,83          | 872,96          | 590,00      | 13,65   | 16,63  |

Figura 1: Gráfica de esfuerzo de ingeniería ( $S$ ) vs. deformación de ingeniería ( $e$ ).

2.d, 2.e, 2.f y 2.g), se muestran muy bien definidas dos (2) fases de conformación. Sin embargo, se evidencia de manera muy notoria la descomposición de la matriz ferrítica en mayor grado a medida que aumenta el tiempo de permanencia del material en el horno; manteniéndose inalterada la fase austenita.

Es indiscutible el deterioro de la matriz ferrita en la frontera del grano para todas las condiciones, haciéndose cada vez más intenso y mi grado hacia el centro del grano a medida que el tiempo del tratamiento es mayor. La marcada fragmentación de la fase ferrítica debido a la formación de la fase intermetálica R, de acuerdo a estudios realizados por varios autores (ver [5] y [6]). Ésta precipita en el intervalo de temperaturas de 500–700°C

bajo rangos de tiempo de tratamientos térmicos de envejecimiento relativamente altos, ya que están expresados en horas; y es rica en molibdeno (Mo).

En la Figura 3, se muestran las microestructura obtenidas por MEB de las probetas envejecidas isotérmicamente a 685 °C entre 140 y 1680 minutos. En ninguna de las muestras, se observó forma definida del precipitado intermetálico. En casi todas las muestras se obtuvo un aumento significativo en la composición química de molibdeno (Mo) y una disminución considerable en la del hierro (Fe) en la fase R; al ser comparado con la condición original del material de estudio [7].

La fase R precipita en partículas muy finas a lo largo de la matriz ferrítica. En periodos de tratamientos térmicos cortos, algunas partículas

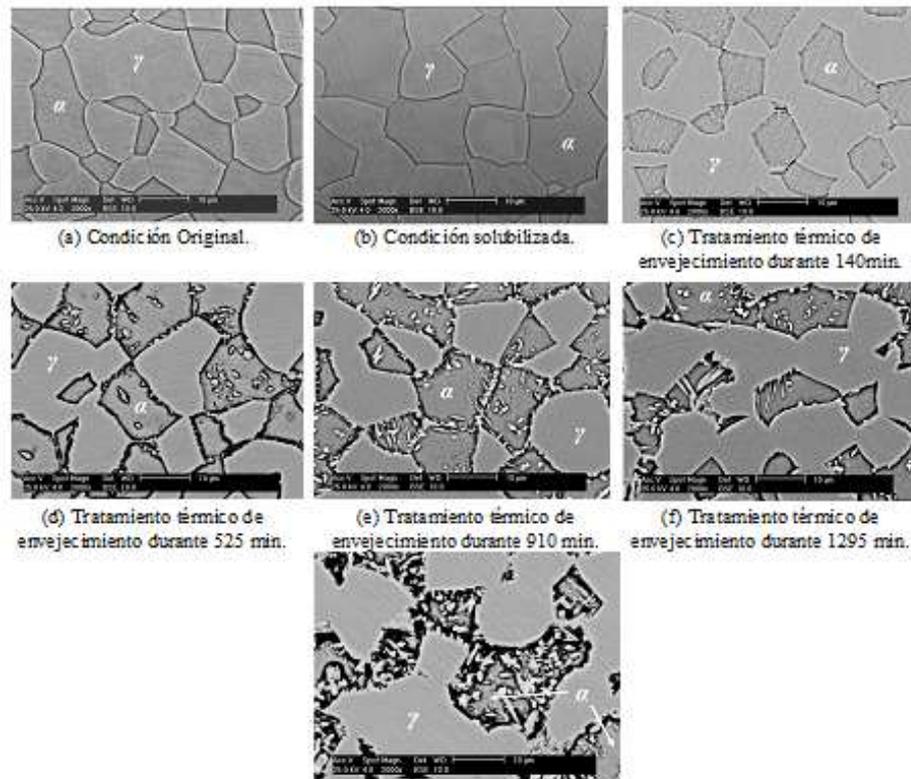


Figura 2: Microestructura del acero inoxidable dúplex observado mediante microscopía electrónica de barrido (x2000), en su condición original, solubilizada y envejecida isotérmicamente a 685 °C entre 140 y 1680 minutos.

precipitan en la frontera o borde de grano de la ferrita (figuras 3.a, 3.b); ó en la interfaces de granos de la matriz ferrítica (figuras 3.c, 3.d, 3.e). La fragilización está conectada con las características de nucleación, distribución microestructural, morfología, así como también con la relación de orientación cristalográfica de la fase R.

En la Tabla 3, se tabulan los valores del porcentaje del peso de cada uno de los principales elementos constituyentes de la matriz ferrita ( $\alpha$ ), austenita ( $\gamma$ ) y la fase intermetálica R, para cada una de las condiciones de estudio.

### 3.3. Microdureza

En la Tabla 4, se muestran los valores promedios y la desviación estándar asociada obtenidos de los ensayos de microdureza Vickers. En base a estos valores, se puede señalar que existe un incremento progresivo a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento en la dureza de la ferrita, a excepción de la última condición de envejecimiento; posiblemente, producto de

un sobre-envejecimiento del material. Mientras que la austenita manifiesta un comportamiento prácticamente constante, esto debido a que la variación en las probetas envejecidas es menor al 10 % respecto a la condición original.

Por tanto, se tiene la presencia de la condición de pico envejecido para el penúltimo tiempo de envejecimiento. El endurecimiento de la fase ferrítica es atribuido a la precipitación de la fase R.

Es importante mencionar que los valores tabulados pertenecen a las matrices de ferrita que se encontraban menos descompuestas; ya que éstas gozaban de un valor de dureza mucho mayor a las matrices que presentaban las fronteras y/o núcleos de granos totalmente destruidos.

Los resultados de la microdureza tienen el mismo comportamiento de la resistencia mecánica, lo que indica un proceso de endurecimiento por envejecimiento del material.

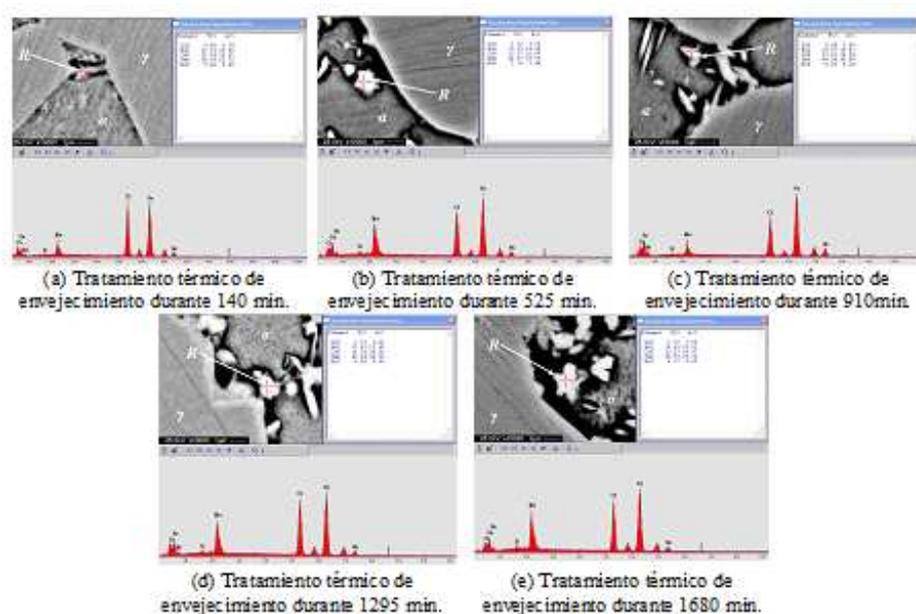


Figura 3: Composición química de la fase R precipitada en el acero inoxidable dúplex, obtenida mediante análisis por EDX, en la muestra envejecida isotérmicamente a 685 °C entre 140 y 1680 minutos.

### 3.4. Energía absorbida por impacto

En la Tabla 5, se muestran los valores promedios y la desviación estándar asociada de energía absorbida por impacto obtenidos a través del ensayo de impacto Charpy en “V”. Al evaluar el comportamiento de la energía absorbida por impacto, se observa que a medida que aumenta el tiempo de envejecimiento isotérmico del material, éste se fragiliza; y disminuye el nivel de energía dúctil del acero de estudio. Por otra parte, también se visualiza que a medida que el tiempo de envejecimiento aumenta, el factor KIC disminuye; lo que se traduce en que la descomposición de la ferrita, bajo la precipitación de la fase R, conlleva a una pronunciada reducción de la tenacidad de fractura o impacto. La precipitación de la fase R en la matriz ferrítica incrementa la tendencia al maclado, lo cual impone restricciones sobre el proceso de deslizamiento e incrementa la posibilidad para la iniciación de grietas o microgrietas, llevando así, a un comportamiento frágil del material [8–11].

Este comportamiento puede evidenciar que el proceso de descomposición de la ferrita en el acero SAF 2507 a 685 °C es de nucleación en las dislocaciones [8].

La formación de la fase R, en partículas muy finas, ocurre con mayor facilidad en el campo de deformación de las dislocaciones presentes en la matriz; ya que éstas son energéticamente favorables para la nucleación de los precipitados intermetálicos. Es significativo mencionar que una vez sometido el material al tratamiento de solubilización, se incrementa tanto la energía absorbida por impacto como la tenacidad a la fractura, pero luego de aplicar el tratamiento térmico de envejecimiento a 685 °C para el último tiempo de estudio, se reducen bruscamente en el orden de 98 % y 90 % respectivamente.

### 3.5. Fractografía

En las Figura 4, se muestran las fractografías obtenidas a través del MEB, de la región central de las superficies de fractura correspondientes a las diferentes condiciones de los ejemplares fracturados a tracción. Las cavidades que cubren esta zona son las que están sometidas a esfuerzos normales durante el proceso de deformación.

Las Figuras 4.a y 4.b, reflejan la condición original y solubilizada, en el cual se muestra la presencia de una superficie completamente cubierta de dímple, cavidades u hoyuelos de

Tabla 3: Composición química (en % de peso) de las fases observadas en el acero inoxidable dúplex, para la condición original, solubilizada y envejecida isotérmicamente a 685 °C entre 140 y 1680 minutos.

| Condición      | Fase      | Peso (%) |       |       |       |      |
|----------------|-----------|----------|-------|-------|-------|------|
|                |           | Si       | Mo    | Cr    | Fe    | Ni   |
| Org.           | Austenita | 0,62     | 3,37  | 22,95 | 64,69 | 8,37 |
|                | Ferrita   | 0,63     | 4,70  | 26,61 | 62,87 | 5,18 |
| T <sub>0</sub> | Austenita | 0,43     | 2,77  | 23,09 | 64,45 | 9,27 |
|                | Ferrita   | 1,00     | 4,80  | 26,19 | 62,31 | 5,71 |
| T <sub>1</sub> | Austenita | 0,31     | 3,15  | 23,92 | 63,33 | 9,29 |
|                | Ferrita   | 0,53     | 6,19  | 25,66 | 62,15 | 5,47 |
|                | Fase R    | 0,86     | 17,21 | 25,28 | 50,78 | 5,86 |
| T <sub>2</sub> | Austenita | 0,52     | 3,96  | 23,21 | 63,24 | 9,07 |
|                | Ferrita   | 0,59     | 7,25  | 26,08 | 60,33 | 5,76 |
|                | Fase R    | 1,73     | 23,19 | 23,37 | 46,37 | 5,34 |
| T <sub>3</sub> | Austenita | 0,43     | 3,44  | 23,39 | 63,66 | 9,08 |
|                | Ferrita   | 0,16     | 4,38  | 27,97 | 62,70 | 4,80 |
|                | Fase R    | 0,94     | 18,57 | 23,01 | 48,94 | 8,55 |
| T <sub>4</sub> | Austenita | 0,71     | 3,07  | 23,26 | 64,40 | 8,56 |
|                | Ferrita   | 0,22     | 4,92  | 25,86 | 63,06 | 5,93 |
|                | Fase R    | 1,23     | 21,69 | 26,24 | 45,94 | 4,89 |
| T <sub>5</sub> | Austenita | 0,66     | 3,06  | 23,15 | 64,34 | 8,80 |
|                | Ferrita   | 0,60     | 8,08  | 25,67 | 59,86 | 5,79 |
|                | Fase R    | 1,37     | 24,69 | 23,23 | 45,99 | 4,72 |

diferentes tamaños, en donde se produce una fractura completamente dúctil con coalescencia de cavidades.

En las Figuras 4.c, 4.d y 4.e, se muestra un mecanismo de fractura por facetas de clivaje, donde se aprecia el agrietamiento de la superficie de fractura; observándose microgrietas intergranulares, indicando que existe una fractura frágil.

En las figuras 4.f y 4.g, se muestra un mecanismo de fractura por facetas de clivaje de manera preponderante, observándose ciertas microgrietas intergranulares; revelando que existe una fractura totalmente frágil.

Se evidencia que a medida que el material se somete a mayor tiempo de envejecimiento, hay menos irregularidad en la superficie de fractura, es decir, la superficie de falla es más limpia. Entonces, la presencia de grietas o microgrietas en la superficie de fractura tiende a desaparecer. El grado de irregularidad de una superficie de fractura, está relacionado con los diversos accidentes topográficos (depresiones, relieves, etc.) que ésta

posee.

En las Figura 5, se muestran las fractografías obtenidas a través del MEB, de la región central de las superficies de fractura correspondientes a las diferentes condiciones de los ejemplares fracturados por impacto. En las figuras 5.a y 5.b, para la condición original y solubilizada, se observa una fractura completamente dúctil, representada por dímple u hoyuelos profundos y alargados de diferentes tamaños; y grietas esparcidas en la zona central de la superficie de fractura.

En la Figura 4.c, para el primer tiempo de envejecimiento isotérmico, se empieza a apreciar algunas facetas de clivaje conectadas por bordes desgarrados y/o dímple poco profundos con coalescencia de cavidades; y dentro de las facetas, se pueden visualizar vagamente los ríos de clivaje. Por tanto, el tipo de fractura presente es mixta o por cuasi-clivaje.

En las Figuras 4.d, 4.e, 4.f y 4.g, se observa que el mecanismo de la fractura es por facetas

Tabla 4: Valores promedios y desviación estándar de la microdureza Vickers para cada una de las fases en cada condición.

| Condición      | Austenita ( $\gamma$ ) |            | Ferrita ( $\alpha$ ) |            |
|----------------|------------------------|------------|----------------------|------------|
|                | Promedio               | Desv. Std. | Promedio             | Desv. Std. |
| Org.           | 227,84                 | 23,83      | 210,10               | 7,68       |
| T <sub>0</sub> | 251,40                 | 13,55      | 248,28               | 10,36      |
| T <sub>1</sub> | 215,92                 | 13,83      | 218,78               | 28,75      |
| T <sub>2</sub> | 204,56                 | 12,87      | 228,80               | 23,33      |
| T <sub>3</sub> | 218,04                 | 10,51      | 248,22               | 14,92      |
| T <sub>4</sub> | 232,22                 | 8,34       | 281,46               | 27,62      |
| T <sub>5</sub> | 205,84                 | 15,92      | 229,78               | 24,81      |

Tabla 5: Valores promedios y desviación estándar de la energía absorbida por impacto para cada condición.

| Condición      | Energía de impacto(CVN) |      |          |        | Tenacidad de fractura KIC<br>MPa·m <sup>1/2</sup> |
|----------------|-------------------------|------|----------|--------|---|
|                | Kg · m                  |      | lb · pie | J      |   |
| Org.           | 34,37                   | 1,18 | 248,62   | 336,85 | 377,55  |
| T <sub>0</sub> | 39,69                   | 1,52 | 287,06   | 388,94 | 397,74  |
| T <sub>1</sub> | 6,98                    | 0,61 | 50,45    | 68,36  | 162,09  |
| T <sub>2</sub> | 2,85                    | 0,13 | 20,61    | 27,93  | 94,72   |
| T <sub>3</sub> | 2,08                    | 0,10 | 15,01    | 20,34  | 75,35   |
| T <sub>4</sub> | 1,43                    | 0,06 | 10,31    | 13,97  | 56,21   |
| T <sub>5</sub> | 0,95                    | 0,07 | 6,87     | 9,31   | 35,65   |

de clivaje de manera dominante, donde se aprecia el agrietamiento de la superficie de fractura; observándose microgrietas intergranulares lo cual indica que este material se fragilizó con el tratamiento térmico.

Es notorio que al aumentar el tiempo de exposición o residencia del material en el horno bajo la temperatura de estudio, hay menos irregularidad en la superficie de fractura, es decir; la superficie de fractura es más plana. Por tanto, la presencia de grietas o microgrietas, depresiones y/o relieves en la superficie de falla tiende a desaparecer.

Es evidente que existe una fragilización significativa del material con un aumento en la resistencia mecánica y una reducción en la ductilidad, energía absorbida por impacto y la tenacidad de fractura; producto de la formación o precipitación de la fase R.

#### 4. CONCLUSIONES

Se evidenció un incremento de 390,89 a 852,83 MPa, en el esfuerzo de ruptura a medida que el tiempo de envejecimiento térmico aumentaba, como consecuencia del endurecimiento del material; mientras que el esfuerzo máximo aumentó de 804,55 a 872,96 MPa.

Se determinó que el esfuerzo de fluencia se mantuvo prácticamente constante, de 590,00 a 620,00 MPa; para todas las condiciones de estudio.

Se constató la reducción en la ductilidad del material, expresada mediante la deformación real de fractura de 1,48 a 0,18; el porcentaje de elongación de 42,00 a 13,65 %, y el porcentaje de reducción de área de 77,30 a 16,63 %; a medida que el tiempo del tratamiento de envejecimiento isotérmico, al cual había sido expuesto el material, aumentaba.

Se apreció, mediante observaciones ópticas, electrónica de barrido y análisis EDX, la forma-

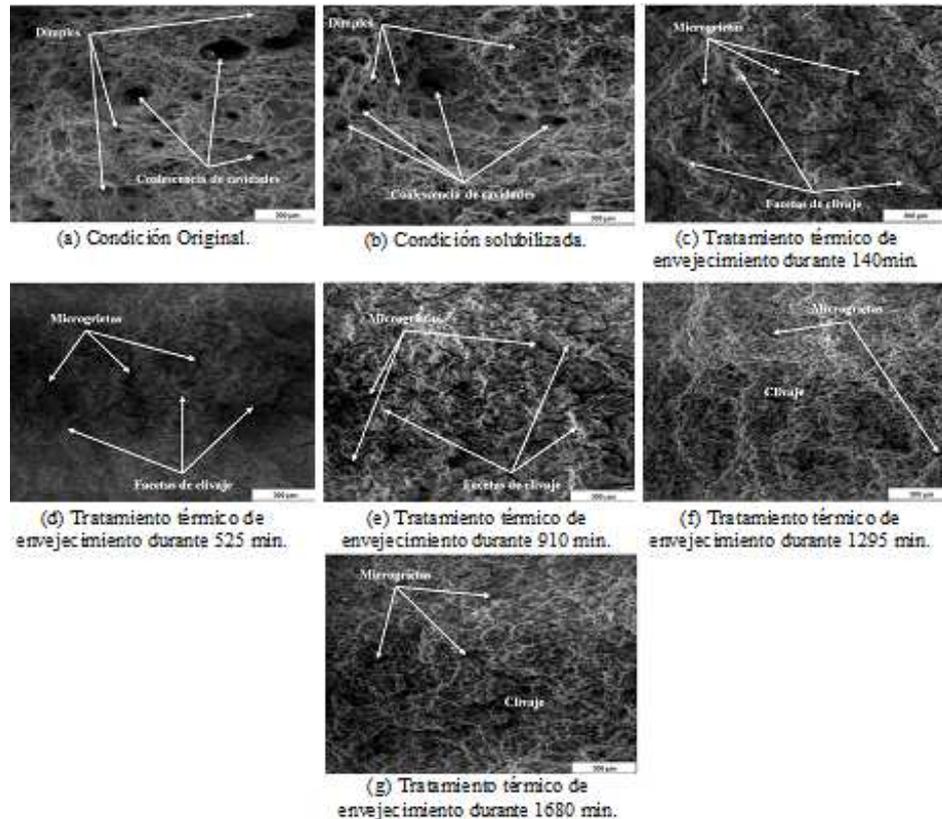


Figura 4: Superficie de fractura del acero inoxidable dúplex obtenida del ensayo de tracción, observada mediante microscopía electrónica de barrido (x350), en su condición original, solubilizada y envejecida isotérmicamente a 685 °C entre 140 y 1680 minutos.

ción de la fase R en la ferrita ( $\alpha$ ) tomando como premisa que ésta precipita entre los rangos de temperatura de 550 a 700 °C.

Se determinó un incremento de 210,10 a 281,46 HV en el valor de la microdureza en la fase ferrita ( $\alpha$ ) a medida que el tiempo de envejecimiento aumentaba, producto de la fragilización del material por efecto de la precipitación de la fase R.

Se comprobó que la fase austenita ( $\gamma$ ) obtuvo un incremento en el valor de la microdureza de 227,84 a 232,22 HV a medida que el tiempo del tratamiento isotérmico se acrecentaba. Se evidenció que la energía absorbida por impacto se reduce de 336,85 a 9,31 *J*, con respecto a la condición original, a medida que aumenta el tiempo de permanencia de la probeta en el horno; esto debido a que el material se fragiliza y disminuye el nivel de energía dúctil.

Se constató que la tenacidad de fractura se

reduce de 343,59 a 32,44  $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ , como consecuencia de la descomposición de la matriz ferrítica, incrementando la posibilidad de iniciación de microgrietas.

Se observó, que para la condición original y la solubilizada de los dos (2) ensayos, el tipo de fractura es dúctil, formada por hoyuelos con coalescencia de cavidades.

Se visualizó que el mecanismo de fractura en todas las condiciones envejecidas de ambos ensayos, es frágil; denotada por la presencia preponderante de facetas de clivaje en la superficie de fractura.

## 5. AGRADECIMIENTOS

Los autores de este trabajo expresan su agradecimiento al Consejo de desarrollo Científico y Hu-

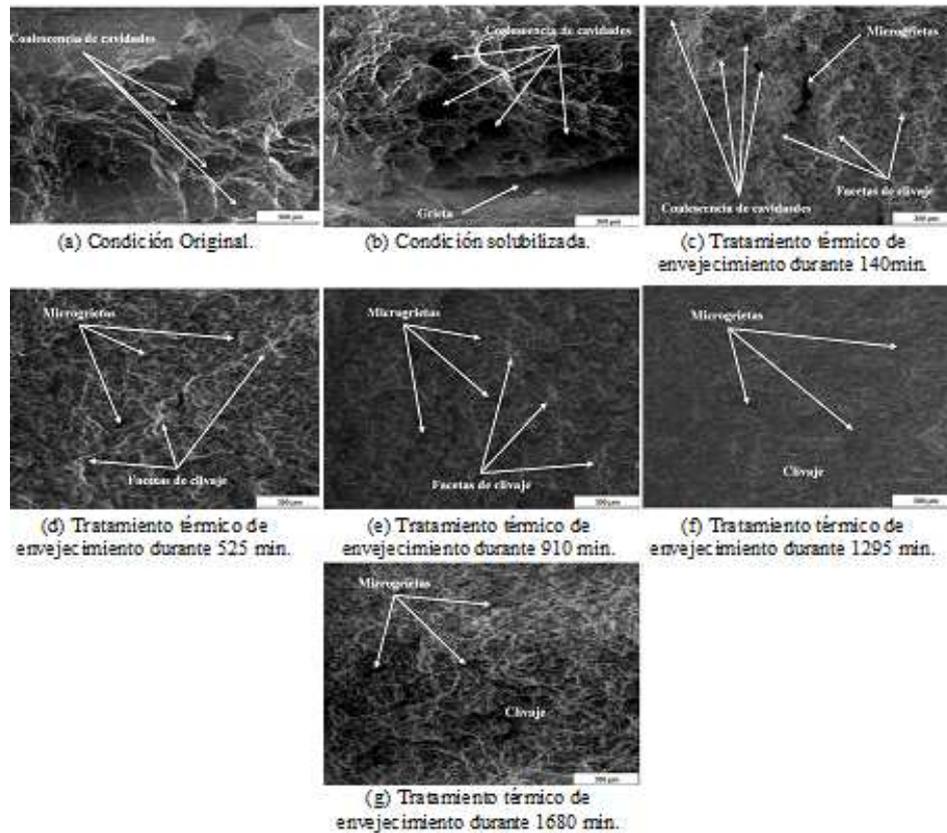


Figura 5: Superficie de fractura del acero inoxidable dúplex obtenida del ensayo de impacto, observada mediante microscopía electrónica de barrido (x350), en su condición original, solubilizada y envejecida isotérmicamente a 685 °C entre 140 y 1680 minutos.

manístico de la Universidad de Carabobo CDCH–UC por el financiamiento otorgado al Proyecto de Investigación N° 1103. También a SANDVEN, C.A. por su valiosa colaboración.

## Referencias

- [1] BARSON, J., ROLFE, S. (1986). *Fracture and Fatigue Control in Structures*. Editorial Prentice Hall, Estados Unidos de América.
- [2] DE CICCO, H., BOZZANO, P., GRIBAUDO, L., OVEJERO GARCÍA, J. (2000). Estudio del Envejecimiento de un acero resistente a alta Temperatura. Centro Atómico Constituyentes (CAC) – Comisión Nacional de Energía Atómica (CNEA), Argentina.
- [3] FARGAS, G., ANGLADA, M. y MATEO, A. (2002); Influencia de las Fases Intermetálicas en la Conformación de los Aceros Inoxidables Dúplex; VIII Congreso Nacional de Propiedades Mecánicas de Sólidos, Gandia, Pag. 77–86.
- [4] FOSCA, C., MERINO, C., OTERO, E., y HIERRO, P. (1996); Metalografía en color de los aceros inoxidables mediante la técnica del ataque coloreado; CENIM; Julio/Agosto 1996; Pag. 223–230.
- [5] GENSAMER, M. (1952). *Fatigue and Fracture of Metals*. Editorial John Wiley & Sons, Estados Unidos de América.
- [6] HILDERS, O., SÁENZ, L., HERGUETA, R., ZABALA, R. (2007). 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. Universidad Central de Venezuela, Venezuela.
- [7] KEHL, G. (1954). *Fundamentos de la Práctica Metalográfica*. 3ra. Edición, Editorial Aguilar, España.
- [8] REDJAÏMIA, A., MORNIROLI, J., DONNADIEU, P., METAUER, G. (2001). Microstructural and Analytical study of heavily faulted Frank–Kasper R–Phase precipitates in the Ferrite of a Duplex Stainless Steel. European School of engineers on materials' science, Francia.
- [9] RODRÍGUEZ, M.P., ALMAGRO, J.F., BOTELLA, J. y VALERGA P. (2004); 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.

- [10] SÁENZ, L. (2001). Evaluación del Comportamiento Mecánico de un Acero Inoxidable Dúplex de Alto Contenido de Nitrógeno Sometido a un Tratamiento Térmico de Envejecimiento. Universidad de Carabobo, Venezuela.
- [11] SMUK, O. (2004). Microstructure and Properties of Modern P/M Super Duplex Stainless Steels. Royal Institute of Technology, Suecia.