

## ESTUDIO DE LA MORFOLOGÍA DE FRACTURA DE UN ACERO INOXIDABLE DÚPLEX ENVEJECIDO ISOTÉRMICAMENTE A 475 °C

O.A. HILDERS<sup>1</sup>, M. RAMOS<sup>2</sup>, N.D. PEÑA<sup>3</sup>, L. BERRÍO<sup>1</sup> Y A. ICHASO<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Centro de Investigación y Desarrollo de Aceros Inoxidables de la UCV (CINDACI),  
Escuela de Ingeniería Metalúrgica y Ciencia de los Materiales, Facultad de Ingeniería,  
Universidad Central de Venezuela (UCV), Apartado 47514, Caracas 1041-A, Venezuela.

<sup>2</sup>Departamento de Tecnología de Materiales, Instituto Universitario de Tecnología Federico Ribero Palacio  
(IUT-FRP), Apartado 40347, Caracas 1040-A, Venezuela.

<sup>3</sup>Gerencia de Servicios Generales INTEVEP, Apartado 76343, Caracas 1070-A, Venezuela.

Recibido: marzo de 2006

Recibido en forma final revisado: febrero de 2007

### RESUMEN

Se ha estudiado el proceso de ruptura por tensión a temperatura ambiente en un acero inoxidable dúplex, luego de ser envejecido isotérmicamente a 475 °C por tiempos comprendidos entre 1 y 120 h. Las superficies de fractura obtenidas fueron estudiadas mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) y los perfiles de fractura correspondientes, a través de un Analizador de Imágenes (AI). La Dimensión Fractal de estas superficies fue determinada mediante el Método de las Islas y relacionada con las propiedades mecánicas del material. Se observó el mecanismo de coalescencia de cavidades en el intervalo de tiempos comprendido entre 1 y 120 h, mientras que únicamente para las muestras tratadas por 120 h, se observó la formación incipiente de grietas secundarias de naturaleza intergranular. La resistencia general del acero se incrementó de forma continua con el tiempo de tratamiento, mientras que la ductilidad disminuyó. Por otra parte, la Dimensión Fractal aumentó desde la condición original (1,09), hasta la condición para 6,5 h (1,30), lo que fue asociado a un aumento de la complejidad de las cavidades en las superficies de fractura. Por el contrario, los valores de la Dimensión Fractal disminuyeron a partir de la condición para 6,5 h de envejecimiento (1,30), hasta la condición correspondiente a 120 h (1,05), cambio atribuido a la presencia de un menor tamaño de cavidad y al inicio de un proceso de agrietamiento secundario intergranular, obteniéndose entonces una menor irregularidad de las superficies de fractura respectivas.

*Palabras clave:* aceros dúplex, fractografía, perfil de fractura, dimensión fractal, coalescencia de cavidades.

### FRACTURE MORPHOLOGY STUDY OF A DUPLEX STAINLESS STEEL ISOTHERMICALLY AGED AT 475 °C

#### ABSTRACT

The tension fracture process at room temperature has been studied in a duplex stainless steel isothermally aged at 475 °C between 1 and 120 h. The fracture surfaces were studied by means of scanning electron microscopy (SEM) and the fracture profiles by an Image Analyzer (IA). The Fractal Dimension of these surfaces was measured by the Slit Island Method, and their values were related with the mechanical properties. The micro-void coalescence mechanism of fracture was observed for the aging times ranged between 1 and 120 h, and intergranular microcracks were developed just for the aging condition of 120 h. The strength of the steel continuously increases with the aging time, and the ductility decreases. On the other hand, the Fractal Dimension increases from 1,09 (the as-received condition), to 1,30 (6,5 h of aging), which was related to the increased complexity of the micro-voids on the fracture surfaces. On the other hand, the Fractal Dimension decreases from 1,30 (6,5 h of aging), to 1,05 (120 h of aging). This behaviour was related to a smaller micro-void size, to the initial process of intergranular secondary cracking and to the smaller tortuosity of the corresponding fracture surfaces.

*Keywords:* duplex steels, fractography, fracture profile, fractal dimension, micro-void coalescence.

## INTRODUCCIÓN

Recientemente los aceros inoxidable tipo dúplex, se han comenzado a utilizar en gran escala, especialmente en las industrias química y del petróleo. Debido a la excelente combinación de las propiedades tanto de la ferrita como de la austenita, la microestructura mixta de estos aceros permite obtener una alta resistencia y muy buenos valores de tenacidad, aún a bajas temperaturas (Scoppio y Barteri, 1992; Nilsson *et al.*, 2000). Dependiendo de la composición química, esta clase de acero podría sufrir distintos tipos de cambios estructurales durante los tratamientos isotérmicos o bien, durante el enfriamiento continuo. Uno de los cambios que suele ser perjudicial para el comportamiento en servicio, es la precipitación de la fase  $\alpha'$  (Wahlberg *et al.*, 1998; Weng *et al.*, 2003), lo cual ocurre aproximadamente entre 350 y 550 °C generando un apreciable deterioro de las propiedades mecánicas. Este fenómeno ha sido llamado comúnmente «fragilización de 475 °C».

El mecanismo básico que explica este tipo de fragilización es la concentración de átomos de Cr en ciertas zonas de los granos de ferrita, dejando a los lugares adyacentes a las mismas, empobrecidos en este elemento. A su vez, el Fe de las zonas enriquecidas en Cr, difunde a los lugares empobrecidos ya mencionados. El resultado se traduce en la formación de zonas alternadas enriquecidas en Cr (fase  $\alpha'$ ) y en Fe (fase  $\alpha$  o ferrita empobrecida en Cr). Son las zonas ricas en Cr las responsables del deterioro de las propiedades mecánicas (Verhaeghe *et al.*, 1997).

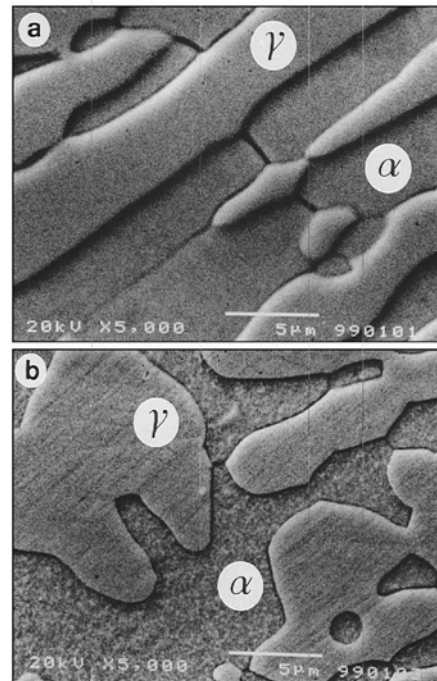
Aunque se han realizado variadas investigaciones sobre la influencia del envejecimiento a 475 °C en los cambios que se observan en las propiedades mecánicas de este tipo de acero (Kim *et al.*, 1998; Horvath *et al.*, 1997), los aspectos fractográficos relacionados con éstos cambios han sido escasamente analizados. El presente trabajo tiene como objetivo estudiar con la ayuda de técnicas fractales, los mecanismos de fractura por tensión y su relación con los cambios observados en las propiedades mecánicas del acero inoxidable dúplex SAF 2205, luego de una serie de tratamientos térmicos de envejecimiento a la temperatura mencionada.

## MÉTODOS EXPERIMENTALES

La composición química del acero estudiado puede verse en la tabla 1. El material fue recibido en forma de barra laminada en caliente de unos 31 mm de diámetro. Toda la microestructura consiste de dominios de ferrita y austenita tal como puede verse en la figura 1, en una proporción de 50 y 50 aproximadamente.

**Tabla 1.** Composición Química (% en peso) del Acero SAF 2205 estudiado.

Cr	Ni	Mo	N	C	Si	Mn	P	S	Fe
22	5,3	3,2	0,17	0,02	0,12	0,91	0,02	0,02	bal.



**Figura 1.** Microestructura dúplex: austenita ( $\gamma$ ) y ferrita ( $\alpha$ ), del acero SAF 2205 (MEB). (a) Sección Longitudinal, (b) Sección Transversal.

Se maquinaron 16 probetas cilíndricas de tracción con una sección de prueba de 25,4 mm y un diámetro de 6,35 mm. Estas probetas fueron sometidas a un tratamiento térmico de solubilización a 1120 °C, templadas posteriormente en agua a temperatura ambiente y 14 de ellas envejecidas a 475 °C por 1; 2; 6,5; 12; 24; 40 y 120 h (dos probetas por cada tiempo de envejecimiento). Los ensayos de tracción fueron realizados a temperatura ambiente en una máquina universal de ensayos mecánicos Instron®, a una velocidad de deformación de unos  $10^{-3}$   $\text{seg}^{-1}$ . La microestructura del acero en su estado original, así como las superficies de fractura, fueron analizadas utilizando un microscopio electrónico de barrido Philips XL-30®, operado a 25 kV.

Dos superficies de fractura fueron montadas en resina autofraguante por cada condición. En la primera de ellas, y antes de la etapa de montaje, se utilizó un recubrimiento no electrolítico de iones Edgemet®, con la finalidad de preservar los detalles de los perfiles de fractura, obtenidos posteriormente mediante un corte longitudinal, lográndose en esta forma completar el análisis morfológico en tres dimensiones. Los perfiles de fractura fueron estudiados

mediante un analizador de imágenes Omnimet®. En la segunda superficie, y después de la etapa de montaje, se practicaron una serie de desbastes y pulidos sucesivos, cuya profundidad se controló a través de un micrómetro digital Mitutoyo®. La evaluación y estudio de las áreas y perímetros de las diferentes zonas metálicas («islas») de cada sección plana desarrollada después de los desbastes y pulidos individuales, permitió obtener los valores de la Dimensión Fractal de las superficies de fractura  $D_s$ . Otros detalles de este método, conocido como «Método de las Islas» (Mandelbrot *et al.*, 1984), han sido descritos por Meisel, 1991; Broberg, 1999 y también por Li *et al.*, 2003. Aunque en el caso específico del estudio de las superficies de fractura también se han aplicado otros métodos para la determinación de la Dimensión Fractal, es, sin embargo, el método descrito, el más utilizado en las aleaciones metálicas por la exactitud obtenida. El tipo específico de relación empleada, utilizada por Hsiung y Chow, 1998 y Hilders *et al.*, 2000, entre otros, es:

$$(P)^{1/D_s} = \beta(A)^{1/2} \quad (1)$$

donde:  $P$  y  $A$  son el perímetro y el área respectivamente, de una isla individual, y  $\beta$  es una constante. A partir de esta ecuación es posible escribir:

$$\log P = \lambda + (D_s/2)\log A \quad (2)$$

donde  $\lambda = D_s \log \beta$  es una constante. El valor de  $D_s$  puede obtenerse a partir de la pendiente de la ecuación (2). Finalmente, la Dimensión Fractal fue relacionada con los valores del Esfuerzo de Fluencia  $\sigma_{ys}$  (0,2%), el Esfuerzo Real Uniforme Máximo  $\sigma_{uts}$ , el Esfuerzo Real de Fractura  $\sigma_f$  y la Deformación Real de Fractura  $\epsilon_f$ .

## RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Para los tiempos de envejecimiento utilizados, el material presentó un único mecanismo de separación: coalescencia de cavidades, a excepción de la condición correspondiente a 120 h, donde se observó una mezcla de este mecanismo y la formación incipiente de grietas secundarias de tipo intergranular. El proceso de separación por nucleación y coalescencia de cavidades, bastante estudiado en muchas aleaciones metálicas comerciales (Hull, 1999; Reddy y Rajan, 2005), y típico del comportamiento dúctil, ha prevalecido pese al deterioro en las propiedades (figura 2 y tabla 2, respectivamente).

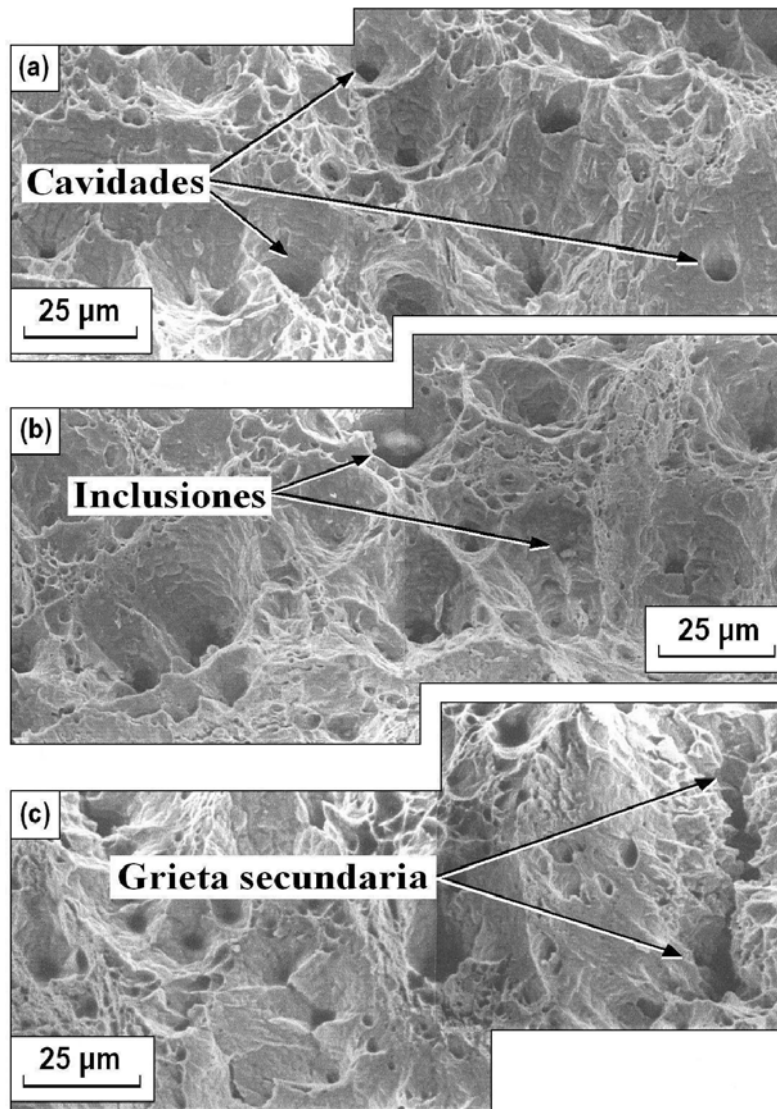
El origen de las características fractográficas para este tipo de material, no ha sido reportado en la literatura para los tiempos de envejecimiento relativamente bajos utilizados en el presente trabajo. Es posible que el mecanismo de ruptura dominante observado, se deba principalmente al poco desarrollo de la fase  $\alpha'$ . Nyström *et al.*, (1990), han reportado que el inicio del sobre-envejecimiento a 475 °C en el acero SAF 2205, ocurre luego de transcurridas unas 830 h, alcanzándose la máxima resistencia debido a la precipitación de la fase  $\alpha'$ , por lo que es factible que en nuestro caso, aún para el máximo tiempo empleado de 120 h, la precipitación de esta fase no ocurra en cantidades lo suficientemente grandes como para promover cambios significativos en la topografía de fractura. Este es uno de los casos donde la Dimensión Fractal puede ser de gran utilidad, al discriminar cuantitativamente las diferencias en el grado de irregularidad de las superficies de fractura que a simple vista luzcan muy similares y que por lo tanto parezcan no reflejar los cambios experimentados por las propiedades mecánicas (Hilders *et al.*, 2002).

**Tabla 2.** Resistencia y Ductilidad para las Condiciones Experimentales Estudiadas

Tiempo de Envejecimiento (h)	$\sigma_{ys}$ (0,2%) (MPa)	$\sigma_{uts}$ (MPa)	$\sigma_f$ (MPa)	$\epsilon_f$
0	637	1046	1085	1,18
1	726	1061	1110	1,22
2	759	1078	1180	1,20
6,5	784	1110	1303	1,18
12	842	1176	1460	1,17
24	918	1223	1576	1,10
40	983	1292	1411	1,07
120	993	1491	1596	1,07

Las figuras 2a y 2b, correspondientes a las condiciones de envejecimiento por 2 y 12 h (tiempo «corto» y tiempo «intermedio», respectivamente), muestran una distribución de múltiples tamaños de cavidad. En varios casos puede apreciarse como las cavidades se han formado mediante la descohesión de inclusiones no metálicas o de partículas de segunda fase en la matriz, de acuerdo al proceso descrito por Cheng, 1997.

Para el material envejecido por 120 h (tiempo «largo» figura 2c), es posible observar la presencia de una superficie de fractura más lisa, con una menor cantidad de cavidades asociadas (lo que indica una componente de corte mayor en el proceso de deformación plástica), así como también la formación de una pequeña grieta secundaria de tipo o naturaleza intergranular. Los cambios observados en la resistencia del material envejecido por 120 h respecto al



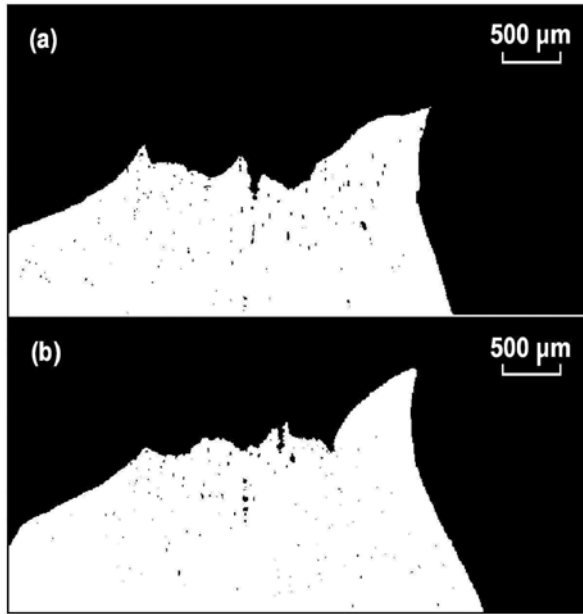
**Figura 2.** Fractografías (MEB) correspondientes a las condiciones experimentales de: (a) 2h, (b) 12 h y (c) 120 h de envejecimiento a 475 °C (para detalles ver texto).

material original, representan un incremento significativo (55,89%, 42,54% y 47,10% para  $\sigma_{ys}$  (0,2%),  $\sigma_{uts}$  y  $\sigma_f$ , respectivamente. Este aumento se presentó de una forma monótona, desde la condición que corresponde a 0 h de tratamiento (material original), hasta alcanzarse el tiempo máximo de 120 h.

En cuanto a la ductilidad, estimada mediante los valores de la Deformación Real de Fractura  $\epsilon_f$ , fue observada una disminución de aproximadamente un 9%, para el caso del acero tratado por 120 h, respecto al material recibido. Al igual que en el caso de la resistencia, la variación de los valores de ductilidad se presentó de manera continua con el aumento del tiempo de tratamiento a 475 °C.

El estudio de los perfiles de fractura (figuras 3 y 4), nos permite establecer el tipo de accidente relacionado con la

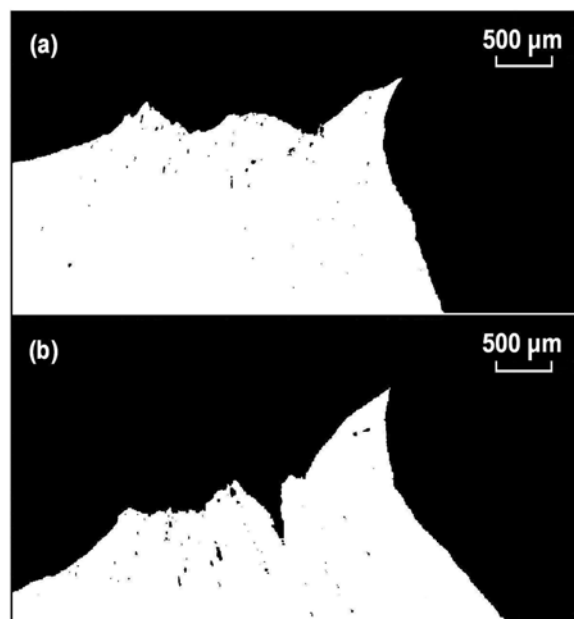
trayectoria de la grieta principal en cada caso, así como la densidad de cavidades en la zona cercana a aquélla, lo que complementa los datos obtenidos a través de los diferentes análisis por MEB realizados de manera directa en todas las superficies de fractura. El soporte ofrecido al estudiar estos perfiles, fue de naturaleza cualitativa. Ejemplos de aplicaciones de carácter cuantitativo han sido dadas por Hilders, 1992, Gokhale *et al.*, 1993 y Adamiec y Roskosz, 2004. Las trayectorias de fractura de la figura 3, corresponden a los tiempos «bajo» e «intermedio» de 6,5 h (figura 3a) y 12 h (figura 3b) respectivamente. Puede observarse una densidad de cavidades relativamente alta en la zona cercana a la grieta principal, así como la unión o coalescencia de algunas de ellas, para formar cavidades mayores con los bordes redondeados que se han unido a la superficie de fractura. En ambos casos es posible observar una zona periférica de corte, que forma alrededor de 45° con el eje de tensión.



**Figura 3.** Perfiles de fractura (AI), paralelos a la grieta principal, para las condiciones de: (a) 6,5 h y (b) 12 h de envejecimiento a 475 °C.

Por otra parte, para los tiempos «largos» de 40 h (figura 4a) y 120 h (figura 4b), puede observarse que los detalles y características de la microestructura y la morfología ya descritas, se conservan solamente para el caso de 40 h. Para la condición de 120 h, se nota la presencia de una grieta secundaria de bordes lisos y vértice agudo, lo que ilustra la presencia de un grado de plasticidad menor que para los casos anteriores. Esta grieta secundaria de tipo intergranular constituye un indicio, tanto del incremento que se observa en la resistencia, como de la disminución

experimentada por la ductilidad, para esta condición de envejecimiento máximo. Igualmente, es posible notar la extensa zona periférica de corte que se ha desarrollado, lo que corrobora la observación anterior de la formación de un mayor componente de corte durante el proceso de deformación plástica, para el caso de 120 h de tratamiento (figura 2c). Por otra parte, aún es posible notar una gran cantidad de cavidades en la zona adyacente a la superficie de fractura.



**Figura 4.** Perfiles de fractura (AI), paralelos a la grieta principal, para las condiciones de: (a) 40 h y (b) 120 h de envejecimiento a 475 °C.

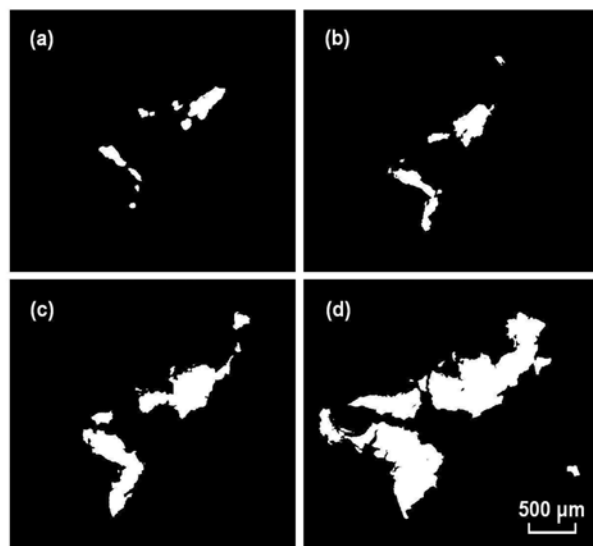
En la figura 5 se ejemplifica una secuencia de 4 secciones planas, de las 21 desarrolladas, para la determinación de la Dimensión Fractal, que corresponden a la muestra tratada por 2 h. En esta secuencia se observa el complejo proceso de coalescencia de las islas metálicas, a través del cual se puede tener una idea del grado de irregularidad presente en la superficie de fractura real. Los datos relativos a las sumas de todas las áreas de las islas pertenecientes a cada sección plana individual, así como a las sumas respectivas de los perímetros, pueden ser estudiados en el gráfico logarítmico doble de la figura 6, donde además se pueden observar los valores de la Dimensión Fractal para cada una de las condiciones experimentales. El incremento progresivo del valor de  $D_s$ , desde la condición original ( $D_s = 1,09$ ) hasta la condición para 6,5 h de tratamiento ( $D_s = 1,30$ ), denota un creciente aumento de la rugosidad superficial, lo cual es a menudo imposible de distinguir mediante la aplicación de métodos convencionales. A su vez, el aumento de la rugosidad se asocia al incremento de la resistencia debido a la precipitación de la fase  $\alpha'$ , lo que favorece la tendencia al maclado e impone restricciones al proceso de deslizamiento, aumentando la posibilidad de formación de un mayor número de accidentes en las superficies de fractura. No obstante, en el rango de tiempos estudiado sólo se observaron microcavidades. Luego, el aumento en  $D_s$ , aunque tiene su origen en la formación de la fase  $\alpha'$ , podría sin embargo estar asociado al aumento en la complejidad de estas microcavidades superficiales, lo cual, como ya se ha dicho, es muy difícil de determinar por métodos diferentes a los utilizados por la Geometría Fractal.

A partir de 6,5 h de tratamiento,  $D_s$  comienza a disminuir hasta alcanzar el valor de 1,05 para la condición de 120 h, lo que se relaciona al aumento de las áreas lisas de las

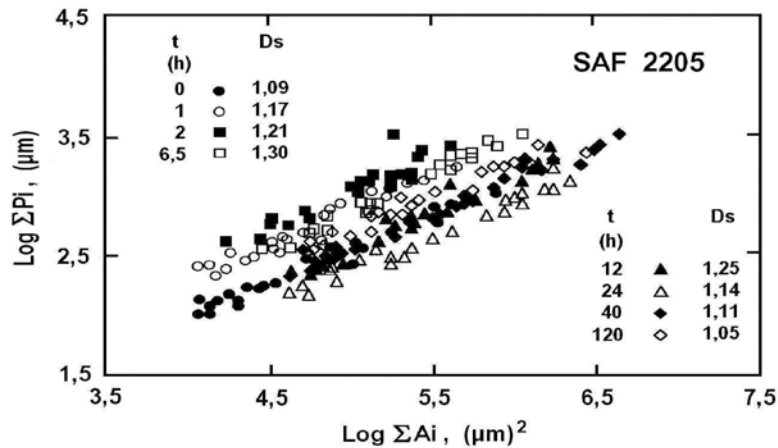
superficies de fractura; es decir, a un grado de rugosidad superficial menor. Esta observación indica que el aumento de la resistencia y la disminución de la ductilidad, están asociados en esta segunda etapa de tiempos «intermedios» y «altos», a una cantidad más pequeña de energía que ha sido absorbida por deformación, y por lo tanto a un valor de rugosidad general menor de las superficies, lo cual se comprobó al observar que las cavidades desarrolladas en este intervalo de tiempo, son de menor tamaño.

Una mayor ductilidad por el contrario, podría permitir un mayor crecimiento de las cavidades y en general, un valor mayor de  $D_s$ , lo que ha sido demostrado para numerosas aleaciones metálicas de comportamiento dúctil (ejemplo Hilders *et al.*, 2004). El comportamiento de la Dimensión Fractal con el tiempo de envejecimiento, para tiempos mayores a 6,5 h, tal como puede observarse en el presente trabajo, es sin embargo contrario al encontrado por Hilders *et al.*, (1999), para la misma clase de material tratado bajo las mismas condiciones, asunto éste que podría tener su explicación en el método fractal usado (Método Perfilométrico). En aquél caso las superficies de fractura por tensión resultaron ser muy simétricas, aunque es posible, sin embargo, que los perfiles estudiados no fuesen representativos de la totalidad de las mismas, lo cual significa una desventaja frente al Método de las Islas.

Es importante resaltar el papel de los microhoyuelos en la determinación del grado de rugosidad superficial. Algunos autores han sugerido recientemente (Rakin *et al.*, 2000), que la fracción volumétrica de cavidades es una variable importante en la predicción de los valores de la tenacidad macroscópica, si ésta última ha de basarse en aspectos microscópicos.



**Figura 5.** Secuencia de secciones planas para determinar el valor de  $D_s$  según el Método de las Islas. Se representa la condición correspondiente a 2 h de envejecimiento.



**Figura 6.** Relación logarítmica doble perímetro-área, para la determinación de la Dimensión Fractal para el acero SAF 2205 estudiado.

Ya que la existencia de una relación entre la Dimensión Fractal y la tenacidad ha sido demostrada (Fahmy *et al.*, 1991; Ray y Mandal, 1992; Jiang *et al.*, 1994), es posible que el tipo de relación encontrado entre  $D_s$  y las propiedades mecánicas para el acero SAF 2205, tenga su explicación en los cambios observados normalmente en la fracción volumétrica de cavidades formadas a lo largo del proceso de deformación plástica. El desarrollo, así como la aplicación de métodos para la determinación confiable de esta variable, deben ser tomados en cuenta para realizar trabajos futuros.

## CONCLUSIONES

El mecanismo de coalescencia de cavidades se observó para la ruptura por tensión del acero SAF 2205 envejecido a 475 °C, en el intervalo de tiempos comprendido entre 1 y 120 h. Adicionalmente se pudo observar la formación incipiente de agrietamiento intergranular secundario en las muestras tratadas por 120 h.

Se pudo comprobar la existencia de un incremento paulatino de la resistencia del acero con el aumento del tiempo de envejecimiento a 475 °C. Los porcentajes de éste incremento, para la condición de 120 h de tratamiento fueron: 55,89%; 42,54% y 47,10% para el Esfuerzo de Fluencia  $\sigma_{ys}$  (0,2%), el Esfuerzo Real Uniforme Máximo  $\sigma_{uts}$  y el Esfuerzo Real de Fractura  $\sigma_f$ , respectivamente.

La ductilidad, medida a través de la Deformación Real de Fractura, disminuyó de manera continua con el tiempo de envejecimiento a 475 °C, alcanzando una diferencia de un 9% para el acero envejecido por 120 h, al compararse con el material original.

La Dimensión Fractal aumentó progresivamente desde la condición original ( $D_s = 1,09$ ), hasta la condición para 6,5 h

de envejecimiento ( $D_s = 1,30$ ), lo que fue asociado a un aumento de la complejidad de los microhoyuelos en las superficies de fractura.

Se observó una disminución continua de la Dimensión Fractal, desde la condición para 6,5 h de envejecimiento ( $D_s = 1,30$ ); hasta la condición correspondiente a 120 h ( $D_s = 1,05$ ), cambio que se atribuye a una disminución de la energía absorbida por deformación, lo que se refleja en un tamaño de cavidad menor y en el inicio de un proceso de agrietamiento secundario intergranular, obteniéndose por lo tanto, una menor irregularidad de las superficies de fractura respectivas.

## AGRADECIMIENTOS

Al Fondo Nacional de Ciencia, Tecnología e Innovación FONACIT, por el apoyo financiero otorgado a través del Proyecto S1 2000000556, así como también al Consejo de Desarrollo Científico y Humanístico de la Universidad Central de Venezuela CDCH-UCV por el financiamiento recibido a través del Proyecto PG 08.00.5905.2005. O.A. Hilders desea expresar su agradecimiento al Prof. C.W. Lung, del Internacional Center for Materials Physics, Institute for Metals Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang, People's Republic of China, por sus comentarios acerca de la medición de  $D_s$ .

## REFERENCIAS

- ADAMEC J. & S. ROSKOSZ, (2004): Application of profilometry methods for quantitative description of weld cracks. *Acta Metall. Slov.*, 10, pp. 745-748.
- BROBERG K.B., (1999): *Cracks and fracture*. Elsevier, New York, p. 573.

- CHEN J., (1997): *Warm pre-stressing effects in steels*. PhD Thesis, University of Liverpool, p. 182.
- FAHMY Y., J.C. RUSS & C.C. KOCH, (1991): Application of fractal geometry measurements to the evaluation of fracture toughness of brittle intermetallics. *J. Mater. Res.*, 6, pp. 1856-1861.
- GOKHALE A.M., W.J. DRURY & S. MISHRA, (1993): Recent developments in quantitative fractography. In: *Fractography of modern engineering materials: composites and metals*. Second Volume, ASTM STP 1203, J.E. MASTERS & L.N. GILBERTSON (Eds.). American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 3-22.
- HILDERS O.A., (1992): Fracture path profilometric analysis, fracture toughness and mechanical properties in sensitized 304 stainless steel. In: *Application of stainless steel '92*. Volume 2. H. Nordberg & J. Björklund (Eds.). The Institute of Metals & ASM International, Stockholm, pp. 1017-1027.
- HILDERS O.A., L. SÁENZ, M. RAMOS & N.D. PEÑA, (1999): Effect of 475 °C embrittlement on fractal behavior and tensile properties of a duplex stainless steel. *J. Mater. Eng. Perf.*, 8, pp. 87-90.
- HILDERS O.A., N. PEÑA M. RAMOS, L. BERRÍO & L. SÁENZ, (2000): On the direct estimation of ductility from fracture surfaces of an aged Al-Si-Ge Alloy. In: *Aluminium alloys their physical and mechanical properties*. Part 3, E.A. STARKE JR., T.H. SANDERS JR., & W.A. CASSADA (Eds.). Trans. Tech. Publications Ltd., Zurich, pp. 1273-1278.
- HILDERS O.A., N. PEÑA M. RAMOS, L. SÁENZ, L. BERRÍO R.A. CABALLERO & A. QUINTERO, (2002): Stress triaxiality dimple fracture morphology and fractal dimension relations for several aluminum alloys. *Mater. Sci. Forum*, 396-402, pp. 1321-1328.
- HILDERS O.A., M. RAMOS, N.D. PEÑA L. SÁENZ & R.A. CABALLERO, (2004): Plasticity-fractal-behavior trends for different aluminum alloys tested in tension. Proceedings of the 9<sup>th</sup> International Conference on Aluminum Alloys (ICAA9). Volume 3, J.F. NIE, A.J. MORTON & B.C. MUDDLE (Eds.). Institute of Materials Engineering Australasia Ltd., Melbourne, pp. 1010-1015.
- HORVATH W., B. TABERNIG, E. WERNER & P. UGGOWITZER, (1997): Microstructures and yield strength of nitrogen alloyed super duplex steels. *Acta Mater.*, 45, pp. 1645-1654.
- HSIUNG J.C. & Y.T. CHOU, (1998): Fractal characterization of the fracture surface of a high-strength low-alloy steel. *J. Mater. Sci.*, 33, pp. 2949-2953.
- HULL D., (1999): *Fractography. Observing, measuring and interpreting fracture surface topography*. Cambridge University Press, Cambridge, p. 235.
- JIANG X.G., W.Y. CHU & C.M. HSIAO, (1994): Relationship between JIC and fractal value of fracture surface of ductile materials. *Acta Metall. Mater.*, 42, pp. 105-108.
- KIM S.B., K.W. PAIK & Y.G. KIM, (1998): Effect of Mo substitution by W on high temperature embrittlement characteristics in duplex stainless steels. *Mater. Sci. Eng. A*, 247, pp. 67-74.
- J.M., L. LÜ, M.O. LAI & B. RALPH, (2003): *Imaged-based fractal description of microstructures*. Springer, Berlin, p. 134.
- MANDELBROT B.B., D.E. PASSOJA & A.J. PAULLAY, (1984): Fractal character of fracture surfaces of metals. *Nature*, 309, pp. 721-722.
- MEISEL L.V., (1991): Perimeter-area analysis the slit-island method and the fractal characterization of metallic fracture surfaces. *J. Phys. D Appl. Phys.*, 24, pp. 942-952.
- NILSSON J.O., P. KANGAS, T. KARLSSON & A. WILSON, (2000): Mechanical properties, microstructural stability and kinetics of  $\delta$ -phase formation in 29Cr-6Ni-2Mo-0,38N superduplex stainless steel. *Metall. Mater. Trans.*, 31A, pp. 35-45.
- NYSTRÖM M., B. KARLSSON & J. WASÉN, (1990): The mechanical properties of a duplex stainless steel. Proceedings of the Nordic Symposium on Mechanical Properties of Stainless Steels. H. NORDBERG & K. FERNHEDEN (Eds.). Swedish Institute for Metals Research, Sigtuna, pp. 70-87.
- RAKIN M., Z. CVIJOVIC, V. GRABULOV & M. KOJIC, (2000): Micromechanism of ductile fracture initiation void nucleation and growth. *Facta Universitat., Ser. Mech. Eng.*, 1, pp. 825-833.
- RAY K.K. & G. MANDAL, (1992): Study of correlation between fractal dimension and impact energy in a high strength low alloy steel. *Acta Metall. Mater.*, 40, pp. 463-469.
- REDDY A.C. & S.S. RAJAN, (2005): Influence of ageing, inclusions and voids on ductile fracture mechanism in commercial Al-alloys. *Bull. Mater. Sci.*, 28, pp. 75-79.



- SCOPPIO L. & M. BARTEMI, (1992): Effect of microstructure and composition on the mechanical properties of some duplex stainless steels. In: Application of stainless steel '92. Volume 1, H. NORDBERG & J. BJÖRKLUND (Eds.). The Institute of Metals & ASM International, Stockholm, pp. 260-269.
- VERHAEGHE B., F. LOUCHET, Y. BRÉCHET & J.P. MASSOUD, (1997): Damage and rupture mechanisms in an austenoferritic duplex steel. *Acta Mater.*, 45, 1811-1819.
- WAHLBERG G., U. ROLANDER & G.L. DUNLOP, (1988): 475 °C embrittlement duplex stainless steel. Proceedings of the 8<sup>th</sup> International Conference on the Strength of Metals and Alloys (ICSMA). P.O. KOHONEN, T.K. LEPISTÖ & M.E. LENTONEU (Eds.). Pergamon Press, Tampere, pp. 1263-1268.
- WENG K.L., T.H. CHEN & J.R. YANG, (2003): The high-temperature and low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steel. *Bull. of the College of Eng., National Taiwan University*, N° 89, pp. 45-61.