

Resiliencia, tamaño de grano y microestructura generada en la ZAC de los aceros HSLA 450 EMZ soldados bajo un proceso SMAW^(*)

R. González*, F. Carrillo** y F.J. Vicario*

Resumen

Tras el ciclo térmico producido por un proceso de soldadura manual con electrodo revestido (SMAW), en los aceros HSLA de 450 N/mm² y, considerando las temperaturas alcanzadas en la ZAC según la ecuación de Rosenthal, se analizan los siguientes aspectos en esta zona (ZAC), entre el metal de soldadura y el metal base: la morfología del grano mediante micrografías obtenidas en el microscopio electrónico de barrido, comprobando las barreras que pinzan el grano debido a los microaleantes de este acero de diseño, teniendo en cuenta las temperaturas alcanzadas y la velocidad de enfriamiento en cada una de las regiones de la ZAC; la tenacidad a la fractura mediante los ensayos de CTOD; la dureza; el tamaño de grano, mediante el procedimiento de Ashby y Esterling^[1] y basado en los valores obtenidos por el método de Heyn^[2]; la proporcionalidad entre el crecimiento estable y la energía calorífica aportada; los valores de CTOD, satisfactorios en las condiciones de soldeo con una energía calorífica aportada de 1,6 Kj/mm.

Palabras clave

Aceros microaleados de alto límite elástico. Energía calorífica aportada. Temple y revenido. Límite elástico. Módulo de Young. Velocidad de crecimiento de la grieta (da/dn).

Charpy value (CVN), grain size and microstructure produced in the HSLA 450 steel HAZ, welded under a SMAW process

Abstract

In this paper several features of the HAZ between the weld metal and the parent metal, after the heat cycle produced by a SMAW process in 450 N/mm² HSLA steels are analysed, taking into consideration the temperatures reached in the HAZ as from Rosenthal's equation. The aspects under examination are: grain morphology by means of micrographs obtained with the Scanning Electron Microscopy to check the bands that control the grain size due to the microalloyings of the designed steel, taking into account the temperatures reached and the cooling rate in each of the HAZ regions; fracture toughness, checked by means of CTOD testing; hardness grain size determined by the Ashby and Esterling procedure^[1], and based on the values obtained with the Heyn method^[2]; ratio between stable growth and heat input; CTOD values which are found to be satisfactory under the welding conditions with a heat input of 1.6 Kj/mm.

Keywords

High strength low alloy (HSLA) steels. Heat input. Quenching and tempering. Yield strength. Young's modulus. Crack growth rate.

1. ENSAYOS CTOD

El panel N^o CTOD 3-3G/UP HAZ se obtuvo de chapa de acero de 450 EMZ BS 7191 tipo 2, que fue soldado por proceso manual con electodo revestido (S.M.A.W.), en condiciones sin tratamien-

to térmico post-soldo y en posición 3G/UP. El objeto es el ensayo de CTOD de la ZAC de dicho panel, compuesto por las probetas P3A, P3B, P3C^[3] y las de comienzo y final de soldadura P3S y P3T y su estudio metalográfico, conforme la norma EEMUA 158^[4].

(*) Trabajo recibido el día 15 de enero de 2001 y aceptado en su forma final el día 21 de marzo de 2001.

(*) Universidad de Cádiz, Departamento de Ingeniería Mecánica y Diseño Industrial.

(**) Universidad de Cádiz, Departamento de Construcciones Navales.

2. MATERIAL

Los aceros grado 450 EMZ, con límite elástico 450 N/mm² (MPa), son *aceros quenched and tempered* (templados y revenidos), aceros microaleados de alto límite elástico, (HSLA). Su uso, que por razón de ahorro de peso fue dirigido fundamentalmente hacia la construcción de *topside* (módulos superiores de las plataformas), hoy se ha extendido a la construcción de *Jackets*, en plataformas *off-shore*, cuya instalación ha de hacerse mediante grúas, donde el factor peso es también crítico.

La utilización de este tipo de acero ha supuesto un control en los parámetros de soldadura, sobre todo en la temperatura entre pasadas y energía aportada (*heat input*). A fin de asegurar que la microestructura obtenida después del ciclo térmico sea adecuada, se realizan los ensayos de resiliencia (CVN Charpy) y mecánica de fractura (CTOD), detectando la reducción de tenacidad en la ZAC.

El panel de acero 450EMZ, de espesor 60 mm y 1.000 mm de longitud de cordón de soldadura, soldado en K, fue realizado en proceso manual (SMAW). El consumible fue un electrodo básico, Filarc 88-S.

3. ANÁLISIS METALÚRGICO DE LAS PROBETAS

Las probetas P3S y P3T de comienzo y final de soldadura, que forman parte del cupón objeto del estudio, fueron analizadas en el microscopio electrónico de barrido, con objeto de evaluar, cualitativamente, el tipo de microestructura que la ZAC presenta.

La micrografía de la probeta P3S (Fig. 1), a 2.500 aumentos, corresponde a la ZAC a 1,5 mm

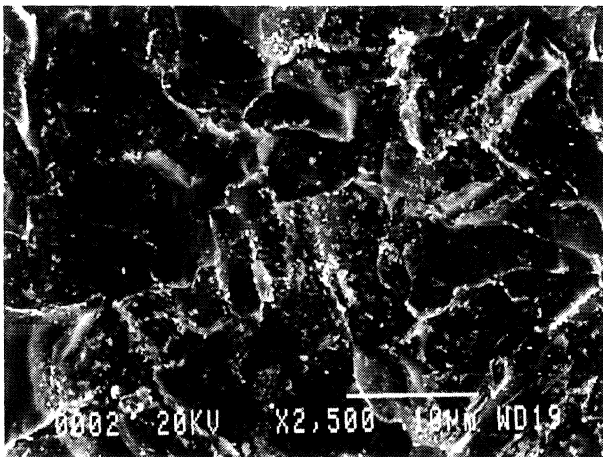


Figura 1. Macrografía probeta P3S × 2500.

Figure 1. Macrograph of the specimen P3S × 2500.

de LF, que para el proceso SMAW se sitúa en una región de crecimiento de grano.

La probeta fue atacada con Nital al 2 % durante 3 min, a fin de obtener las condiciones adecuadas para la observación al microscopio electrónico.

Como podemos apreciar en esta micrografía, aparece un tamaño de grano grande, como corresponde a esta zona. La temperatura comprobada por ciclo térmico teórico, para el proceso SMAW según Rosenthal, corresponde a 1.271 °C, temperatura que corresponde a la región de crecimiento de grano. Los granos son grandes y bien delimitados. Por la temperatura obtenida, se alcanzó ampliamente el campo austenítico. La velocidad de enfriamiento expresada por el tiempo, de 800 a 500 °C, resultó ser de $\Delta t_{8/5} = 7s$. A continuación, se expone el ciclo térmico para el proceso SMAW según la solución de la ecuación de Rosenthal que, para chapa gruesa y aplicación del calor de forma puntual, viene dado por la ecuación:

$$T - T_0 = \frac{q}{2 \cdot \pi \cdot \lambda} \exp\left(\frac{-V\xi}{2 \cdot a}\right) \frac{\exp\left(\frac{-v \cdot R}{2 \cdot a}\right)}{R}$$

Teniendo en cuenta que,

$$(\xi = 0 \text{ y } 0) \Rightarrow R = y; a = \lambda / p \cdot c = 9,1 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2 / \text{s},$$

resulta la siguiente ecuación para una temperatura de precalentamiento $T_0 = 125$ °C:

$$T = 125 + 8,31 \exp(0,41 \cdot t)$$

$$\frac{\exp\left[-87,912 \cdot (2,56 \cdot 10^{-6} \cdot t^2 + y^2)^{\frac{1}{2}}\right]}{(2,56 \cdot 10^{-6} \cdot t^2 + y^2)}$$

siendo,

T = temperatura alcanzada (°C).

T_0 = temperatura ambiente (°C) = temperatura de precalentamiento = 125 °C.

q = calor aportado por la soldadura = ηVI (J/s = W).

I = Intensidad del arco (A).

V = diferencia de potencial del arco (V).

η = rendimiento del proceso de soldadura.

a = difusividad térmica = $\frac{\lambda}{\rho C}$ (m²s⁻¹)

λ = conductividad (J m⁻¹ s⁻¹ K⁻¹).

$t =$ tiempo (s).
 $C_p =$ calor específico por unidad de volumen $J m^{-3} K^{-1}$.
 $Q/v =$ energía aportada *heat input* ($J m^{-1}$).
 $d =$ espesor de la chapa (m).
 $v =$ velocidad de la fuente ($m s^{-1}$).
 $R = \sqrt{(x^2 + z^2 + y^2)}$ distancia desde la fuente de calor a un punto fijo (m).

Para esta ecuación se prepara un programa de ordenador, en el que se observa que para una distancia de 5 mm del ECS (eje central de soldadura), la temperatura pico es de 1.271 °C, con un $\Delta t_{8/5} = 7$ s. Los resultados del programa han sido representados en las gráficas de las figuras 2 y 3. Para esta velocidad de enfriamiento, de 7 s, se producen productos de transformación como martensita superior / bainita superior, ya que, a dicha velocidad, los componentes de ferrita y cementita no pudieron formar los componentes perlíticos. Así, la morfología que se observa en la figura 1, presenta forma de lajas alargadas, que adoptan una dirección preferente. (Diagrama CCT 1.350 (C, Fig. 4)^[6]

La figura 5 corresponde a una zona de recristalización que alcanza, según el ciclo térmico obtenido, una temperatura entre 850 y 1.022 °C. Comparada con la figura 1, se observa un tamaño de grano sensiblemente inferior; no obstante, se advierte que la morfología de los granos ha sido sensiblemente afectada por la temperatura. En la figura 6, que corresponde a la misma zona, magnificada a 50.000 aumentos, obtenemos precipitados ideomorfos esféricos próximos a la barrera de grano.

Las figuras 7-9 corresponden a la zona de transición de ZAC y metal base, donde la temperatura alcanzada, según ciclo térmico, alcanza temperatu-

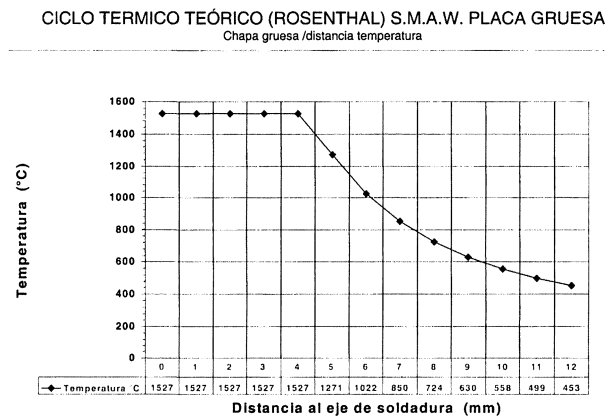


Figura 2. Ciclo térmico proceso S.M.A.W. en chapa gruesa.

Figure 2. Thermal cycle thick plate in S.M.A.W. process.

Rev. Metal. Madrid 37 (2001)

CICLO TÉRMICO S.M.A.W.
 CHAPA GRUESA. DISTANCIA EJE SOLDADURA. T_p

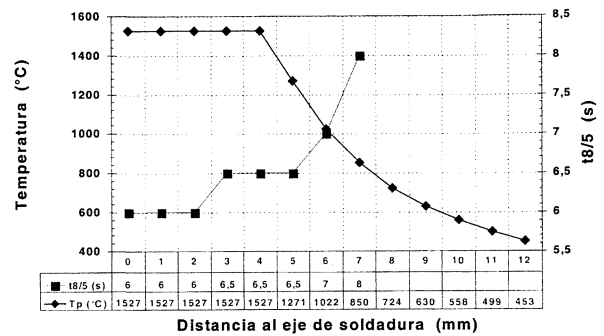


Figura 3. Ciclo térmico en el proceso S.M.A.W. Temperatura pico.

Figure 3. Thermal cycle in S.M.A.W. process. Peak temperature.

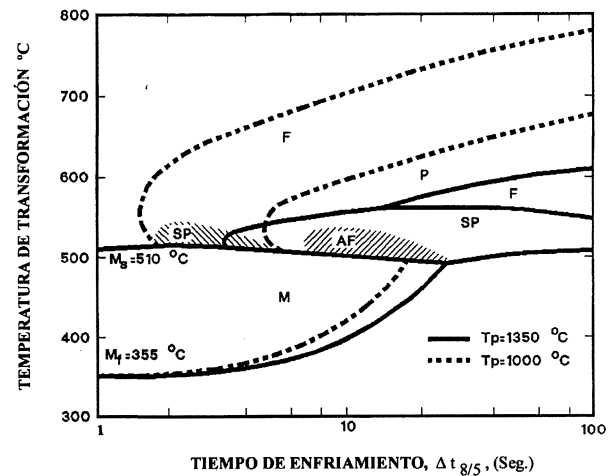


Figura 4. Diagrama C.C.T. para aceros microaleados según Akselsem.

Figure 4. CCT Akselsem diagram for microalloyed steels.

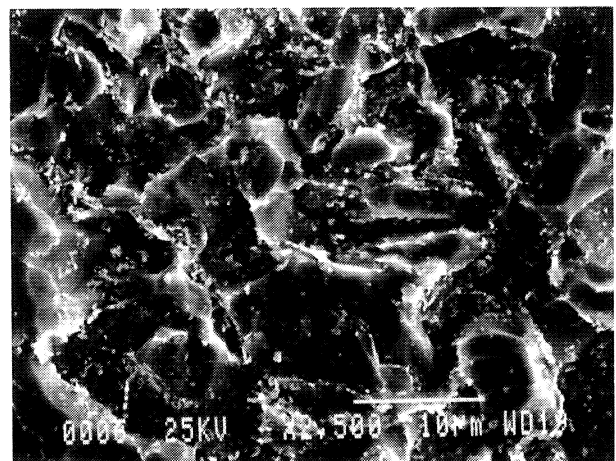


Figura 5. Región de cristalización. Probeta P3S $\times 2.500$.

Figure 5. Crystallization zone. Specimen P3S $\times 2.500$.

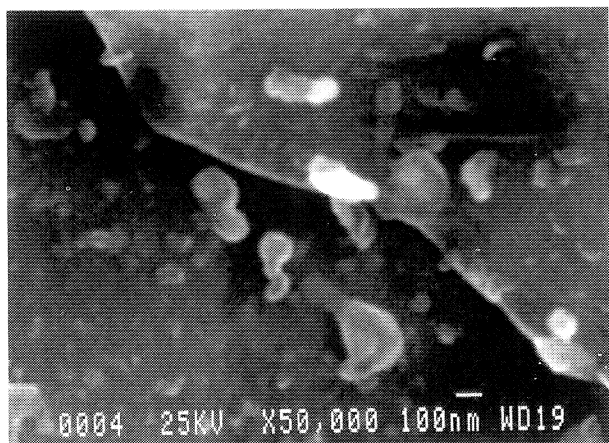


Figura 6. Región de cristalización. Probeta P3S $\times 50.000$.

Figure 6. Crystallization zone. Specimen P3S $\times 50.000$.

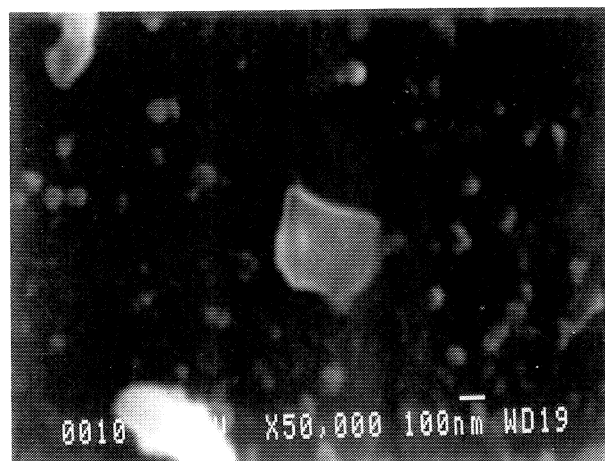


Figura 9. Región de transición. Probeta P3S $\times 50.000$.

Figure 9. Transition zone. Specimen P3S $\times 50.000$.

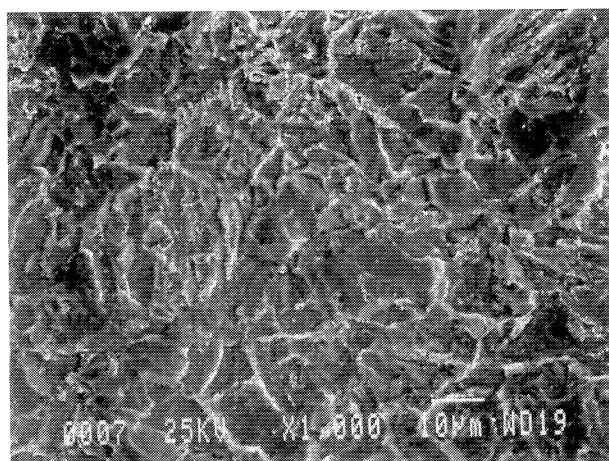


Figura 7. Región de transición. Probeta P3S $\times 1.000$.

Figure 7. Transition zone. Specimen P3S $\times 1.000$.

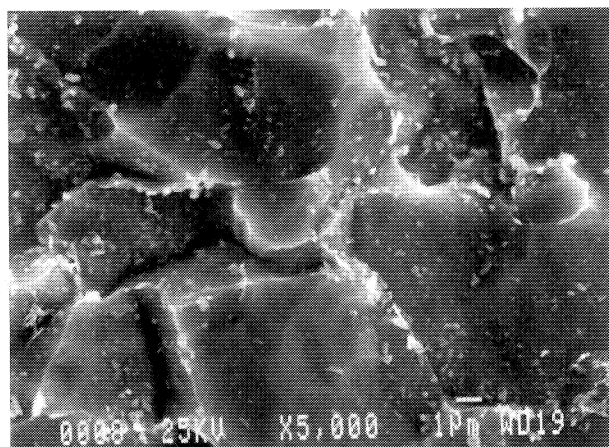


Figura 8. Región de transición. Probeta P3S $\times 5.000$.

Figure 8. Transition zone. Specimen P3S $\times 5.000$.

ras entre los 724 y 850 °C, zona parcialmente transformada, donde podemos observar granos menos dentríticos como corresponde a la temperatura alcanzada. Se observan mayor número de precipitados, ya que los carbonitruros no se disuelven a esa temperatura y precipitan.

Los carbonitruros más pequeños precipitan en forma esférica, como se percibe en la figura 8, lo que manifiesta que la mutación se realiza en estado sólido. Por motivos de temperatura de los precipitados, la cantidad porcentual de niobio aumenta al disminuir la temperatura.

Asimismo, a cualquier temperatura, la relación Nb/Ti aumenta con el tamaño de la partícula. El carbonitrúro de niobio se disuelve por completo a 1.250 °C.

Existe una relación de orientación cúbica entre NbC y la austenita^[7], lo que origina núcleos esféricos de NbC, dando lugar a una energía interfacial que puede expresarse en un diagrama tradicional. La mencionada relación de orientación se puede presentar en carbonitruros de Nb y Ti, ya que estos elementos, asociados al C y N, pueden formar una red cúbica centrada en las caras^[8].

Una morfología de los precipitados, en función del diámetro de las partículas, se aprecia en la siguiente tabla (Tabla I):

Se incidirá, posteriormente y a lo largo del estudio metalúrgico de las otras probetas, en este tema.

Se ha elegido la probeta P3T del procedimiento CTOD 3-3G/UP HAZ^[3], de la que se ha hecho un mapa de la zona en el microscopio óptico a 169 aumentos (Figs. 10-12), cuya microestructura pasamos a explicar.

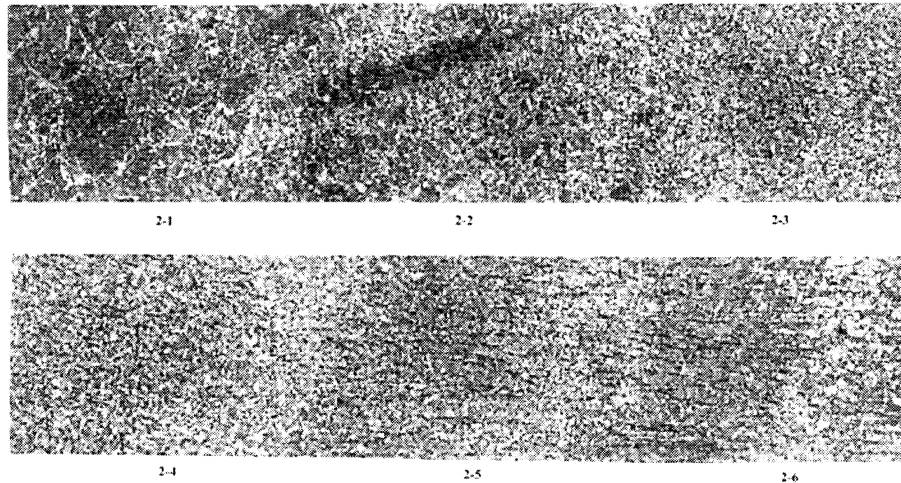
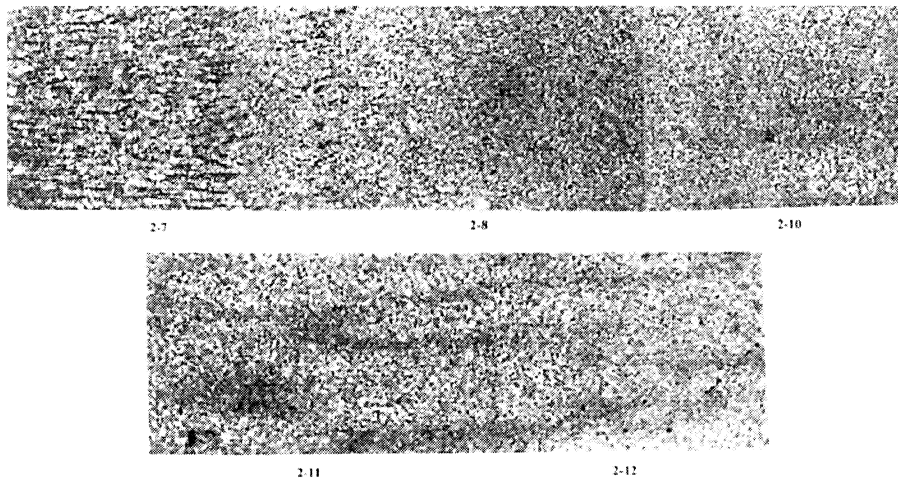
Tabla I. Morfología de los precipitados*Table I. Precipitate morphology*

Diámetro	Morfología
< 20 nm	Partículas groseramente esféricas
20 - 50 nm	Partículas poliédricas o cuboides
50 - 200 nm	Pequeñas dentríticas o cuboides
≥ 200 nm	Partículas dentríticas con o sin brazos secundarios

En las micrografías 2-1 a 2-7 (Figs. 10 y 11), que corresponden al pico de temperatura según el gráfico de la figura 2 (ciclo térmico, proceso SMAW), se representa la zona correspondiente al

metal aportado. Muestra un grano fino y homogéneo, es decir, material que en estado líquido alcanzó la temperatura de 1.527 °C. Como ya hemos mencionado, las multipasadas actuaron de tratamiento térmico, manteniendo la temperatura entre pasadas de 120 °C, que permitieron la microestructura homogénea que se representa. Se observa una estructura muy compleja, bainita con ferrita acicular, un producto ferrítico proeutectoide y algunas agujas de martensita que delimitan los granos austeníticos.

De otra parte y dada la baja energía aportada, se intuye baja dilución, por lo que los precipitados no disminuyen la tenacidad del cordón, lo que queda representado en el diagrama vectorial de la figura 13.

**Figura 10.** Mapa de la probeta P3T. Micrografías (2-1) – (2-6),*Figure 10. Specimen P3T map. Micrographs (2-1) – (2-6).***Figura 11.** Mapa de la probeta P3T. Micrografías (2-7) – (2-12),*Figure 11. Specimen P3T map. Micrographs (2-7) – (2-12).*

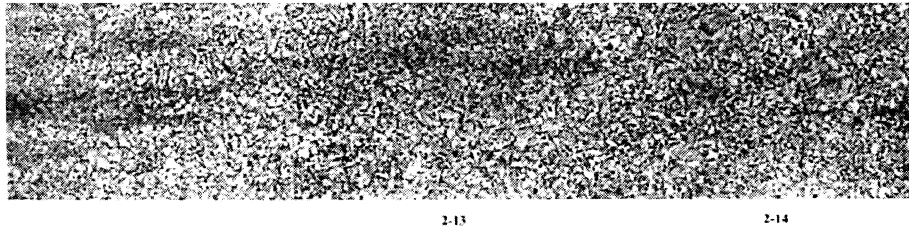


Figura 12. Mapa de la probeta P3T. Micrografías (2-13) – (2-14).

Figure 12. Specimen P3T map. Micrographs (2-13) – (2-14).

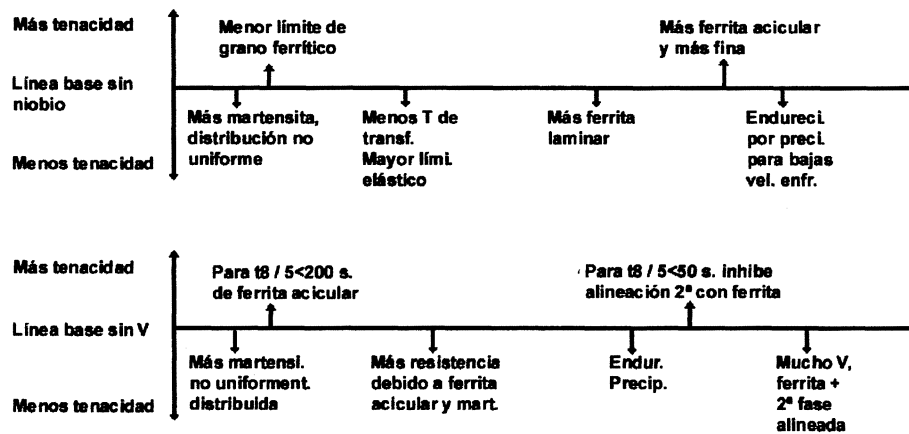


Figura 13. Diagrama de productos de transformación - Tenacidad.

Figure 13. Transformation products diagram - Toughness.

La tenacidad del cordón queda asegurada por los ensayos de CTOD, llevados a cabo sobre el metal de soldadura bajo el N° CTOD 3-3G/UP WM (metal de soldadura), con fracturas válidas de valores en las tres respectivas probetas: $\delta_1 = 0,23$ mm; $\delta_2 = 0,39$ mm y $\delta_3 = 0,38$ mm, como se muestra en los resultados de CTOD, (no tratados en este trabajo, en el que analizaremos sólo la ZAC.)

Continuando con el mapa en la micrografía 2-7, ya se observa un sensible cambio de tamaño de grano, que corresponde a la LF (línea de fusión) y, que según el diagrama de la figura 2, corresponde a temperaturas de 1.527 °C a 4,35 mm del ECS (Tabla II).

En las micrografías 2-7 a 2-8 (Fig. 11) se observa un cambio de tamaño de grano, que corresponde al comienzo de la zona térmicamente

Tabla II. Regiones y temperaturas de la ZAC en función de la distancia a la L.F.

Table II. Ranges and temperature of the HAZ as a function of distance to the L.F.

Temperatura ZAC EC	Región ZAC	Proceso SAW		Proceso SMAW	
		Dist. ECS mm	Dist. L.F. mm	Dist. ECS mm	Dist. L.F. mm
1.450 < T _p < 1.527	Grano grueso	8,7	0 < d < 0,7	4,35	0 < d < 0,35
1.100 > T _p < 1.450	Crecimiento grano	10,3	0,7 < d < 2,3	5,69	0,3 < d < 1,69
910 < T _p < 1.100	Grano fino	11,3	2,3 < d < 3,3	6,65	1,69 < d < 2,65
722 < T _p < 910	Intercrítica	13	3,3 < d < 5	8	2,65 < d < 4
600 < T _p < 722	Subcrítica	14,5	5 < d < 6,5	9,3	4 < d < 5,3
500		16,4	8,4	10,5	6,5

afectada y a una temperatura alcanzada de 1.271 °C, que se encuentra dentro de la zona de crecimiento de grano de la ZAC a 5 mm del ECS, que con una velocidad de enfriamiento de $\Delta t_{8/5} = 8$ s, para un acero de estas características, según las curvas CCT (Fig. 4), da como productos de transformación martensita superior / bainita superior, con un tamaño de grano < 5 ASTM. La dureza Vicker 10, encontrada para esta probeta, fue menor de 240, valor aceptable (Fig. 14, Dureza / T. Grano ASTM). No obstante, se puede considerar que ésta es la zona de mayor fragilidad, debido al temple producido por el rápido enfriamiento que sufre la microestructura.

La micrografía 2-10 (Fig. 11) corresponde a la ZAC y temperaturas alcanzadas próximas a 1.000 °C, zona de grano fino y de recristalización a 6,12 mm del ECS, lo que implica que la austenita no ha tenido tiempo para desarrollarse debidamente, siguiendo la transformación de $\alpha \rightarrow \gamma$ durante el calentamiento, como consecuencia tenemos un tamaño de grano pequeño. De acuerdo con la curva CCT (Fig. 4), para $T_p = 1.000$ °C, $\Delta t_{8/5} = 8$ s (Fig. 3), nos indica la formación de ferrita, perlita y productos de transformación inferior. Así pues, coincide con los productos de transformación para esta región, para una transformación $\gamma \rightarrow \alpha$ en el enfriamiento, compuesto por una estructura perlítica-ferrítica de grano fino. También, las amplias zonas de límites de grano tienden a aumentar la nucleación de la ferrita. De otra parte, la austenita rica en carbono se transforma en perlita.

Aquí, es donde los carbonitruros formados por los elementos que constituyen los microaleantes cumplen su misión de afinamiento de grano, precipitando por encima de 1.000 °C.

Las micrografías 2-11 y 2-12 (Fig. 11), conforme se indica en el diagrama de ciclo térmico S.M.A.W (Chapa Gruesa), donde se alcanzaron temperaturas entre 722 y 910 °C (Fig. 2), corresponden a una zona parcialmente transformada, donde la austenita está enriquecida en carbono y manganeso y, dependiendo de su velocidad de enfriamiento, se puede producir una amplia gama de estructuras. Las manchas oscuras son de perlita y precipitados de otros productos de transformación: martensita superior y martensita autorevenida.

La micrografía 2-13 (Fig. 12) corresponde a temperatura de 700 °C. En ella se puede observar una zona más oscura que corresponde a cementita esferoidal procedente de la degradación de perlita laminar.

Finalmente, la micrografía 2-14 (Fig. 12) corresponde a material base, donde no se aprecian cambios de morfología. La temperatura alcanzada es del orden de 650 °C, y corresponde a una distancia de 9 mm del ECS.

4. DUREZA / TAMAÑO DE GRANO

En el gráfico de la figura 14 se representan los valores obtenidos en la medición del tamaño de grano A.S.T.M. y de la dureza HV1, en la que se han anotado los valores obtenidos en la zona central del cordón correspondiente a la raíz. Las distancias se han expresado en mm, con relación a la LF, teniendo en cuenta que el punto 1 corresponde al W.M., próxima a la LF con tamaño de grano grueso, < 7 ASTM, zona que coincide con la iniciación de la fractura. Así pues, la dureza es la máxima registrada, como cabe esperar en esta zona, con un valor de 233 HV10, aceptable.

Como se observa en el gráfico, la dureza va disminuyendo conforme nos alejamos de la LF. Con respecto al tamaño de grano, se observa una fuerte disminución de los valores en la zona afectada, que corresponde a la zona de refinamiento de grano, para después caer a un tamaño de 10 ASTM en la región de los carburos esferodizados.

5. ENSAYOS DE RESILIENCIA Y DUREZA

El ensayo de CTOD 3-3G/UP HAZ homologa los procedimientos P3-2G y P3-3G de espesor 35 mm. De estos procedimientos se obtuvieron ensayos de dureza, tensión, deformación y resiliencia. Con estos resultados se han obtenido las gráficas que comentamos a continuación.

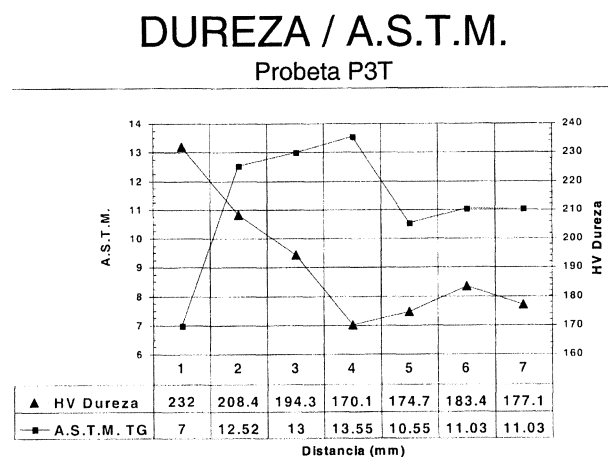


Figura 14. Dureza-tamaño de grano. Probeta P3T.

Figure 14. Hardness - grain size. Specimen P3T.

En la gráfica de la figura 15 se observa la resiliencia a -40 °C, en función de la distancia a la L.F., para la probeta designada por P3-2G, en los cordones superior y de raíz, ambos sin tratamiento térmico post-soldeo.

En primer lugar, se observa que el cordón de raíz da valores altos de resiliencia con respecto a los obtenidos en los cordones superiores. Estos resultados son lógicos, teniendo en cuenta que en la raíz ocurren algunos efectos, como una mayor concentración de temperatura, lo que contribuye a que el grano se afine. También el efecto de envejecimiento fragiliza la ZAC, acusado fundamentalmente por el N libre.

En los aceros microaleados, el nitrógeno se combina con los elementos microaleantes formando diversos nitruros, AlN, TiN. Sin embargo, estas partículas se disuelven en las zonas próximas al baño de fusión, quedando el nitrógeno libre, lo que causa una mayor fragilización de esta región. No obstante, debido al tratamiento térmico que supone la temperatura entre pasadas, este efecto queda considerablemente disminuido en la raíz, donde es mayor la concentración de temperatura por pasada. Este efecto disminuye y acaba igualándose a la resiliencia de ambas zonas, raíz y parte superior, fuera de la zona afectada.

6. OBSERVACIÓN DE LA MUESTRA P3T POR EL MICROSCOPIO ÓPTICO

6.1. En el cordón de la muestra P3T

Presenta una estructura muy compleja, donde la ferrita acicular, producto ferrítico proeutectoide y

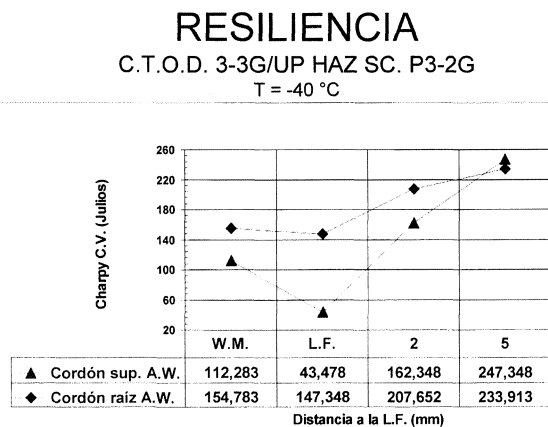


Figura 15. Resiliencia - C.T.O.D. Panel P3-2G en HAZ.

Figure 15. Charpy values test-C.T.O.D. Panel P3-2G HAZ.

algunas agujas de martensita delimitan granos austeníticos. Se aprecia mayor presencia de esta estructura que en las otras dos muestras. También, aparecen zonas donde no se delimitan los granos austeníticos.

6.2. ZAC / metal base

Abandonado el cordón, entramos en la zona afectada por el calor, donde se aprecia cómo el grano disminuye, aumentando la presencia de ferrita acicular y otros precipitados que pasan luego a una zona con tal profusión de componentes que apenas podemos distinguir, incluso a elevados aumentos, los granos ferríticos, todavía en matrices de bainita y con numerosos precipitados.

Al acercarnos al material base, aparece una zona donde el grano aumenta apreciablemente, hasta igualar al del material de partida. Lo mismo ocurre con las fases, donde se aprecia gran homogeneización de las áreas ferríticas, entre las cuales se observan pequeñas playas perlíticas y algunos precipitados.

Evaluación orientativa del tamaño de grano, obtenida mediante observación en el microscopio óptico:

- En el cordón se observaron tamaños de granos A.S.T.M. de 11,5, 12 y 12,5 μm .
- En la ZAC se observan tamaños de granos similar al cordón, aunque los tamaños alcanzaron valores entre 13 y 13,5 A.S.T.M., es decir, tamaños muy finos de aproximadamente 4 μm .
- En el metal base, los tamaños de granos A.S.T.M. fueron de 10,5 y 11 μm .

6.3. CTOD crecimiento estable

El crecimiento estable (crecimiento de grieta después de la obtenida por fatiga), representado como, δ_a es la longitud de la grieta que se propaga en el material, cuando el factor de intensidad de tensiones, K_{IC} , alcanza el máximo valor de tenacidad a la fractura, tras el ensayo de fractura por fatiga.

La curva que nos representa los valores obtenidos de CTOD en relación al crecimiento estable, corresponde al diagrama que la BS 5762 prevé. Como es lógico, a un mayor valor de δ (CTOD) corresponde una mayor apertura de grieta.

En el gráfico de la figura 16 de los valores obtenidos para el CTOD 3-3G/UP HAZ, se observa un crecimiento progresivo del crecimiento estable, con el aumento de los valores de CTOD; lo que

MECÁNICA DE FRACTURA

C.T.O.D. 3-3G/UP H.A.Z. S.M.A.W.

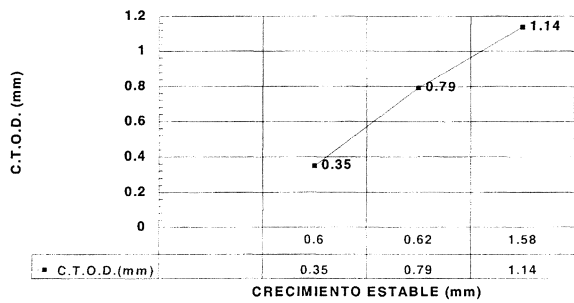


Figura 16. Crecimiento estable-C.T.O.D. en panel 3-3G/UP. Proceso S.M.A.W.

Figure 16. Stable tearing-C.T.O.D. panel 3-3G/UP. S.M.A.W. process.

confirma la validez de los resultados obtenidos en los ensayos.

En la figura 17 se ha representado la fractura en función de la resiliencia y los valores de fractura real, siguiendo el método de Roberts&Newton. En esta figura se observan las desviaciones existentes, conforme los valores teóricos, para las probetas que tuvieron rotura frágil y de las que se hizo un seguimiento del comienzo de la grieta. Estas fueron las P3A y P3B, iniciándose a 1,5 mm de L.F. y metal de soldadura, respectivamente, donde, el segundo punto sufre una ligera desviación con respecto al valor teórico, pero cumpliéndolo razonablemente.

El crecimiento estable (Fig. 16) que, como se ha mencionado, es la longitud que se propaga después de la fisuración mecánica más la provocada por fatiga, es función de la microestructura del material, que ya ha sido analizada desde el punto de vista del ciclo térmico (velocidad de enfriamiento).

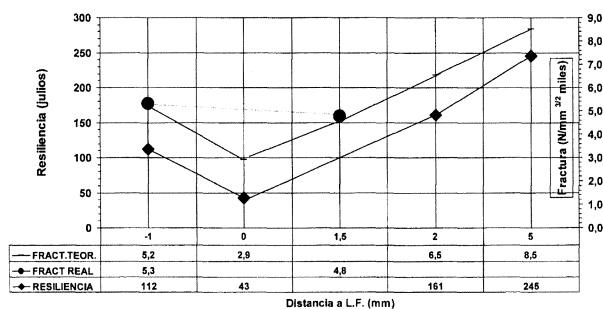


Figura 17. Distancia a línea de fusión (L.F.) – Resiliencia panel 3-3G/UP.

Figure 17. Fusion line distance – Charpy values test 3-3G/UP panel.

Rev. Metal. Madrid 37 (2001)

to), tamaño de grano, dureza, precipitados de microaleantes, etc. En la figura 16, se representa una función del crecimiento estable con los valores de CTOD, lo que demuestra una correlación del 84 % bastante aceptable, ya que es un término a considerar en el cálculo del CTOD δ (mm) = $f(\delta_a)$, y que nos permite entrever su relación con otros factores propios de la microestructura del material, como ya se ha mencionado (ver tratamiento de datos CTOD modificado por crecimiento estable/energía aportada^[3]).

En la figura 18, se representa la tendencia de la energía calorífica aportada en relación al crecimiento estable, de donde se deduce la relación entre ambos parámetros.

7. TAMAÑO DE GRANO

Debido a la importancia que tiene el tamaño de grano en la región próxima a la LF, en la ZAC, se ha querido medir su tamaño, conforme la norma ASTM, así como la dureza, resiliencia, CTOD y energía calorífica aportada, a fin de evaluar los efectos que dicho tamaño de grano tiene sobre estos parámetros, sobre todo en la resiliencia y tenacidad a la fractura.

Se analizarán cada una de estas medidas separadamente, sobre cada una de las probetas que están siendo estudiadas en el presente trabajo.

La capacidad de hacer una predicción de la microestructura y las propiedades de la ZAC requiere el conocimiento del crecimiento de grano y el ancho de la zona de crecimiento del mismo, lo que va necesariamente ligado, a través de la velocidad de enfriamiento al ciclo térmico. En este

Crecimiento estable / H.I.

Resumen de datos

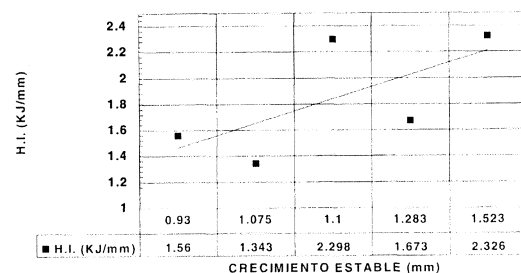


Figura 18. Crecimiento estable - Energía calorífica aportada.

Figure 18. Stable tearing-Heat input.

trabajo se ha medido la velocidad de enfriamiento en cámara simuladora de soldadura, para poder relacionar tan importante medida, como es el tiempo de enfriamiento de 800 °C a 500 °C ($t_{8/5}$), con la formación de precipitados y microestructura de la ZAC, así como con la cinética de grano, entre otras medidas.

Partiendo de la valoración del tamaño de grano, que se obtuvo por el método de Heyn^[2], y a través de la observación por microscopio óptico, se calcularon los siguientes valores, basados en las ecuaciones:

$$\frac{g^2 - g_0^2}{g^{*2} - g_0^2} = \frac{\alpha}{\alpha^*} \frac{\tau}{\tau^*} \exp \left[\frac{Q}{R} \left(\frac{1}{T_p^*} - \frac{1}{T_p} \right) \right]$$

Para chapa gruesa, se tiene:

$$\alpha = \left(\frac{2\pi R T_p}{Q} \right)^{1/2}; \tau = \frac{q/v}{2\pi e \lambda} \cdot \frac{1}{T_p - T_0}$$

$$\alpha = \left(\frac{2\pi R T_p^*}{Q} \right)^{1/2}; \tau^* = \frac{q/v}{2\pi e \lambda} \cdot \frac{1}{T_p - T_0}$$

donde los valores con asterisco (*), representan las medidas experimentales. Definitivamente, queda la ecuación:

$$\frac{g^2 - g_0^2}{g^{*2} - g_0^2} = \left(\frac{T_p}{T_p^*} \right)^{1/2} \cdot \frac{T_p^* - T_p}{T_p - T_0} \exp \left[\frac{Q}{R} \cdot \left(\frac{1}{T_p^*} - \frac{1}{T_p} \right) \right]$$

Para la probeta P3T se midieron en la L.F: valores de 50 μm, como vemos por la ecuación de Rosenthal, para un proceso S.M.A.W. a esta zona le corresponde un $T_p = 1.500$ °C, temperatura aproximada para la fusión del acero. Sustituyendo este valor y los anteriormente mencionados se obtiene la ecuación que da el tamaño de grano a una temperatura pico determinada:

$$\frac{g^2 - 16}{50^2 - 16} = \left(\frac{T_p}{1.500} \right)^{1/2} \left(\frac{1.500 - 125}{T_p - 125} \right) \exp \left[6 \cdot 1500 \left(\frac{1}{1.500} - \frac{1}{T_p} \right) \right]$$

donde se ha considerado que la energía de activación para el crecimiento de grano

$$\frac{Q}{R \cdot T_m} = 6 \Rightarrow \frac{Q}{R} = 6 \cdot 1.500$$

El tamaño de grano teórico, obtenido de la anterior expresión, y el medido experimentalmente a través del microscopio óptico con retícula, utilizando el método de Heyn, se han representado gráficamente en la figura 19, donde se observa diferencia con el tamaño de grano experimental, fundamentalmente, debido a la falta de homogeneidad en la medida del grano en el microscopio óptico.

8. CTOD / TAMAÑO DE GRANO

Se analiza el porcentaje de tamaño de grano que se ha encontrado en una sección transversal de la ZAC por LF, como se representa en el diagrama del ensayo de CTOD (Fig.20). La observación de la gráfica permite las siguientes conclusiones:

- Un alto porcentaje de grano fino, que obedece al refinamiento del grano por las multipasadas del proceso de soldadura.
- Para el valor de CTOD $\delta = 0,35$ mm, la grieta interceptó un alto porcentaje de grano fino, 57 %, así como un alto contenido de W.M., ya que la sección se tomó por LF.
- Para el valor de CTOD $\delta = 0,79$ mm, la medida del tamaño del grano interceptado por la grieta, tomada por la cara de la fractura, muestra un alto porcentaje de grano fino, en torno al 72 %. Como queda establecido en el ensayo

TAMAÑO DE GRANO EXPERIMENTAL PROBETA P3T

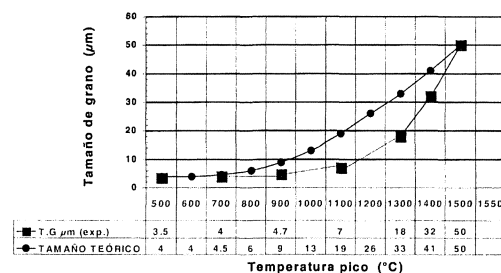


Figura 19. Temperatura-tamaño de grano experimental. Probeta P3T.

Figure 19. Temperature-experimental grain size. Specimen P3T

MECÁNICA DE LA FRACTURA 2

C.T.O.D. 3G/UP HAZ S.M.A.W.

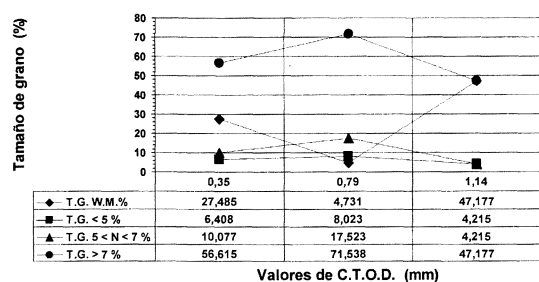


Figura 20. Valores de C.T.O.D.- Tamaño de grano (%). Panel 3G/UP. Proceso S.M.A.W.

Figure 20. C.T.O.D. values- grain size (%). Panel 3G/UP. S.M.A.W. process.

de CTOD, en este caso, pese al pequeño porcentaje de soldadura, 4 %, la grieta fue iniciada por esta región.

- El máximo valor de CTOD que se obtuvo en el plateau fue de $\delta_u = 1,14$ mm, correspondió a una fractura dúctil, que mostró un 46 % de grano fino y un alto contenido de W.M. 46 %, interceptado por la grieta.

En general podemos concluir diciendo que buenos valores de CTOD van relacionados con el alto porcentaje de grano fino interceptado por la grieta.

En la gráfica de la figura 21 representamos el porcentaje del tamaño de grano en relación con el tamaño de la grieta por la fatiga. A menor longitud de grieta existe un mayor porcentaje de grano fino, es decir, a medida que la longitud de grieta ha

C.T.O.D. 3G/UP HAZ

T. G. / a

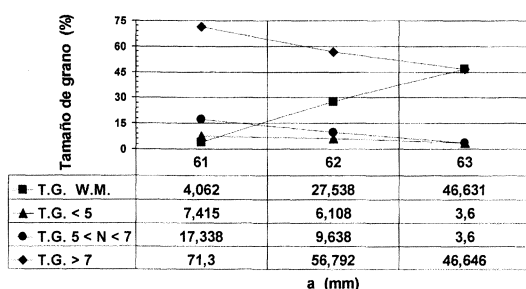


Figura 21. Tamaño de grieta- Tamaño de grano Panel 3G/UP en HAZ.

Figure 21. Crack growth- Grain size. H.A.Z. Panel 3G/UP.

Rev. Metal. Madrid 37 (2001)

ido creciendo en las distintas probetas, la cantidad de grano fino ha ido decreciendo, y el porcentaje de grano grueso ha ido disminuyendo muy ligeramente, aumentando considerablemente la cantidad de metal depositado, lo que indica una mayor propagación de la grieta en el metal de soldadura, y una menor propagación en la microestructura de grano fino.

9. CONCLUSIONES

- En el proceso de SMAW CTOD 3-3G/UP HAZ, con una energía aportada $\approx 1,6$ KJ/mm, se obtuvieron altos porcentajes de tamaño de grano > 7 ASTM ($32 \mu\text{m}$), entre el 50 % y el 70 % de la estructura analizada. Su tenacidad a la fractura estuvo entre $4.754 < K_{IC} < 5.311$ N/mm^{3/2}, que son valores significativamente altos. Los valores de CTOD sobrepasan sobradamente el mínimo requerido, $L = 0,2$ mm.
- De las tres probetas ensayadas en este proceso (perteneciente al mismo panel al que pertenecen las P3T y la P3S), dos de ellas, P3A y P3B, mostraron fractura frágil. En la probeta P3A, la fractura se inició a 1,5 mm de la LF, región de crecimiento de grano (Tabla II), donde la temperatura alcanzada está en torno a los 1.100 °C, que corresponde a un punto a 5,7 mm del ECS. Para un punto situado a 1,5 mm de LF, corresponde un tamaño de grano 10 ASTM, y una dureza 220 HV10, según la gráfica de la figura 14, que justifica por sí mismo su fragilidad. En cuanto al otro ensayo que mostró fractura frágil, correspondió a la probeta P3B, que inició la fractura por el metal de soldadura (W.M.), próximo a la LF, que por su posición y tamaño del grano corresponde a una microestructura proclive a la fragilización.
- También, se observa que la rotura se encuentra en los puntos próximos a la menor resiliencia, como muestra la figura 15. No obstante, y como para otros ensayos ya se ha mencionado, ninguna de las fracturas se encontró al 100 % dentro de los 0,5 mm desde LF, lo que por otra parte, dado el cumplimiento de la norma en el resto de los requerimientos, hace suponer que en este punto sea demasiado estricta.
- Se observa correlación entre la energía aportada y crecimiento estable (Fig. 18), no así entre CTOD y la energía aportada, pues se ha de hacer una corrección en los valores de CTOD por crecimiento estable, para poder establecer una

correspondencia entre ambos parámetros. En la figura 22, observamos la tendencia creciente de los valores del crecimiento estable de la grieta a mayores valores de CTOD.

C.T.O.D.-PROPAGACION ESTABLE ACEROS EMZ 450 ENSAYOS DE C.T.O.D.

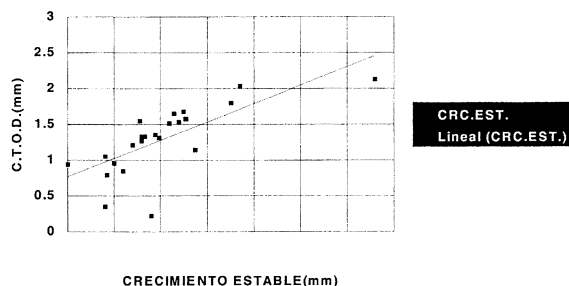


Figura 22. Crecimiento estable- C.T.O.D. Acero 450 E.M.Z.

Figure 22. Stable tearing – C.T.O.D. 450 EMZ steel.

REFERENCIAS

- [1] M.F. ASHBY y K. EASTERLING, *Acta Met.* 30 (1982) 1.969-1.978.
- [2] ASTM E 112-88, *Method for determining average grain size*, American Society for Testing and Materials, 1988, p. 1.290.
- [3] R.E. GONZÁLEZ PALMA, Tesis Doctoral, Universidad de Cádiz, España, 1994.
- [4] *The engineering equipment and materials users association*, Construction specification for fixed Off-Shore structures in North Sea, Publication 158.
- [5] H. IKAWA, S. SHIN and Y. NAKAO, *Trans. Japan Weld. Soc.* 46 (1977) 402, *Ibid* 6, 1 (1975); *Ibid* 9, 1 (1978).
- [6] O.M. GRONG, *Microstructure and toughness in haz of boron containing steels*, Sintef report STF 34 A84065, Akselsen Institute the technology of Trondheim, 1984.
- [7] R. JONE, *Acta Met.* 23 (1975) 355.
- [8] GOLDSCHMIDT, *Interstitial alloys*, Plenum Press, Nueva York, EE.UU., 1967.