

Procesos metalúrgicos de aceros microaleados de alta resistencia 450 EMZ tipo II en la zona afectada térmicamente debido al efecto multipasada en soldaduras por arco sumergido*

R. González-Palma**, J.C. Suárez-Bermejo***, F.J. Vicario*, A. Muñoz****

Resumen

La falta de cumplimiento de las normas BS 5762 y EEMUA, en considerables casos, invalida los ensayos de mecánica de la fractura, al no encontrarse la grieta en la región de grano grueso a 0,5 mm de la línea de fusión, así como en la cantidad expresada en porcentaje de longitud de grieta que atraviesa la región intercrítica, en lugar de hacerlo en la región de grano grueso. Esta circunstancia, conduce a realizar un estudio metalográfico de dicha región intercrítica de la zona afectada térmicamente así como los correspondientes ensayos, con objeto de analizar las causas de su fragilidad. Este estudio se realiza sobre un panel de chapa de acero microaleado de alto límite elástico, calidad EMZ 450 tipo II, de 75 mm de espesor, soldado bajo un proceso por arco sumergido, con energía calorífica aportada y parámetros de soldadura controlados, sin tratamiento térmico post-soldeo.

Palabras clave

Energía calorífica. Ciclo térmico. Aceros microaleados. Tenacidad a la fractura. Ensayos de fractura. Arco sumergido. Colonias perlíticas.

Metallurgical transformations of high strength low alloys steels 450 EMZ type II in the heat affected zone during multipass submerged arc welding

Abstract

A considerable number of crack tip opening displacement tests in the heat affected zone (HAZ) of multipass welds, performed in accordance with standards BS 5762 and EEMUA, are rejected since the crack is not inside the coarse grain region at 0.5 mm from the fusion border, as well as the quantity of the crack length in percentage, that the crack goes through the intercritical region instead of in the grain coarse region as it would correspond. This circumstance make advisable to carry out a metallographic study of the intercritical zone in the HAZ as well as the corresponding tests, in order analyze the intercritical region brittleness reasons. The study is performed on a HSLA 75 mm thick panel 450 EMZ type II, welded under a SAW process with heat input and welded parameters controlled, without any post weld heat treatment

Keywords

Heat input. Thermal cycle. High strength low alloy steels. Fracture toughness. Crack Tip Opening Displacement. Submerged arc welding process. Pearlite colonies.

* Trabajo recibido el día 1 de febrero de 2005 y aceptado en su forma final el día 19 de abril de 2006.

** Universidad de Cádiz.

*** Universidad Politécnica de Madrid.

**** Navantia, Puerto Real, Cádiz.

1. INTRODUCCIÓN

Los aceros microaleados de alto límite elástico y bajo contenido en carbono son aceros de diseño utilizados en ambientes corrosivos a bajas temperaturas^[1], con alta tenacidad, bajo estas condiciones. La disminución de la resistencia que el bajo contenido en carbono (0,06% a 0,12% C) produce en este tipo de acero, se compensa con la adición de unos microaleantes, que en el enfriamiento post-soldeo frenen el crecimiento de grano dándole la tenacidad requerida. Estos aceros, cuyo límite elástico está entre los 300 N/mm² y 500 N/mm², dependiendo de su espesor, han requerido una mejora en la soldabilidad, en la resistencia a la corrosión bajo tensión y al agrietamiento en frío de la zona afectada termicamente (ZAT). En general, esta microestructura final depende, fundamentalmente, de una compleja interacción del ciclo térmico creado por la soldadura y la composición química del metal base.

Los aceros microaleados de alto límite elástico, tienen limitada la energía calorífica aportada en los procesos de soldadura^[2], con la finalidad de obtener resultados de la tenacidad a la fractura (K_{IC}) y ensayos de fractura (CTOD) adecuados. Los aceros 450 EMZ tipo II, que se encuentran dentro de los aceros microaleados de alto límite elástico, se sueldan bajo un proceso de soldadura por arco sumergido (SAS), con una energía calorífica aportada de 2,4 KJ/mm y han demostrando tener una adecuada tenacidad.

Sin embargo, en los ensayos realizados, hay, normalmente, un aspecto que no suelen cumplir estos aceros y es que el punto de iniciación de la grieta no se encuentra dentro de los 0,5 mm a la línea de fusión (LF), es decir, en la región de grano grueso, conforme las normas anteriormente mencionadas requieren. De otra parte, el porcentaje de la región intercrítica atravesado por la grieta, es superior al porcentaje que ésta atraviesa en la región de grano grueso, en contra de lo que correspondería debido a la mayor fragilidad de esta región. En el presente trabajo, se analiza este fenómeno de fragilidad mediante un detallado estudio metalográfico de la región intercrítica.

Mediante los ensayos realizados en la ZAT se determinó el tamaño de grano, la idoneidad de los parámetros de soldeo y la homologación de los consumibles utilizados. Para ello, se obtuvieron cinco probetas, partiendo de un panel de 75 mm de espesor soldado bajo un proceso de (SAS), con temperatura, entre pasadas, controlada a 125° C. Los porcentajes de tamaño de grano atravesado por la grieta en la región intercrítica-subcrítica, es decir, para tamaños de granos entre 11 y 6 mm, correspondientes a valores de 10 ASTM E112 y 11,5 ASTM E112, respectivamente, dieron para cada una de las cinco probetas

obtenidas del panel soldado, las siguientes cantidades: 87,3%, 31,2%, 39%, 39,3 %, 49,2%, porcentajes altos para estos tamaños de grano bastante finos, lo que demuestra un fenómeno de fragilidad de la región intercrítica, que se estudiará a continuación.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

2.1. Preparación de la muestra

El panel de dimensiones 1.000 mm × 750 mm, se obtuvo de una chapa de 3.018 mm × 6.024 mm de acero grado 450 EMZ tipo II, conforme BS 7191-1, del que se prepararon cinco probetas, para su análisis y ensayo.

Las propiedades mecánicas sobre colada, el contenido en carbono e impurezas del producto son: límite elástico 434 N/mm², carga de rotura 545 N/mm², valor medio de los ensayos de resiliencia (Charpy) ≥ 60 J, C 0,097 % e impurezas S 0,002 % y P 0,010 %. El panel de 75 mm fue soldado en K posición 1G, en un proceso de soldadura por arco sumergido con 61 pasadas en dos partes, siendo aplicado el arco aire antes de soldar la segunda cara. Al comienzo, en la raíz, se dio una pasada con semiautomática, que también se retiró con arco aire.

2.2. Análisis metalúrgico

En la figura 1 se observa la estructura de la ZAT de un solo cordón, donde quedan definidas todas sus regiones, cuyo comportamiento está influenciado por la temperatura pico que depende de la distancia a la línea de fusión y de la velocidad de enfriamiento, es decir, del tiempo de enfriamiento de 800 °C a 500 °C, ($\Delta t_{8/5}$), que producen diferentes productos de transformación. Estos parámetros determinan el tamaño de grano austenítico

En la unión real, cuando existe más de un cordón, aparecen nuevas zonas. La zona intercrítica y subcrítica (Fig. 2), tanto la no afectada como la afectada por el segundo cordón, es especialmente importante en la determinación de las propiedades de tenacidad de la ZAT. A lo largo de toda la línea de la grieta de fatiga, se tiene una franja de región intercrítica casi continua^[3].

En la figura 3, se ve una micrografía correspondiente al material base. Se trata de una estructura de grano fino, de composición claramente hipoeutectoide por la gran abundancia de granos equiaxiales ferríticos. Se distingue en los bordes de grano una segunda fase, cementita sin duda, pero que no presenta el aspecto característico en láminas alternadas,

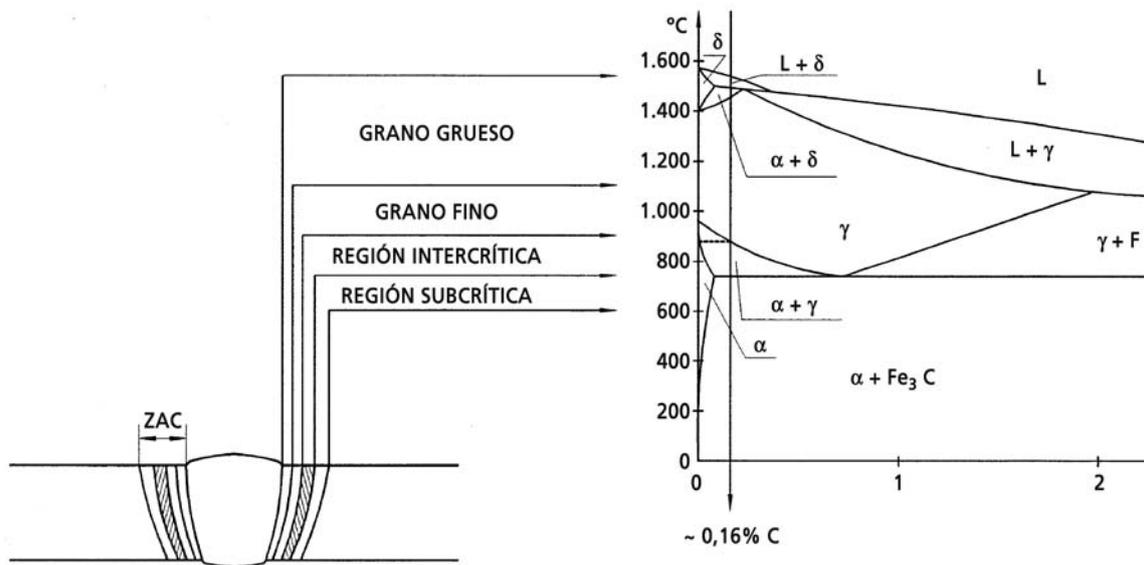


Figura 1. Esquema de las distintas regiones en la ZATy diagrama de fases correspondiente, para un acero con 0,16 % de carbono.

Figure 1 Schematic illustration of various regions in the HAZ and the corresponding phase diagram, for 0.16 percent carbon steel.

propio del agregado perlítico. A estos aumentos, es irresoluble su estructura, aunque se observa la agrupación en colonias y la distribución en los límites de grano. No obstante, para poder justificar por qué no se observan colonias perlíticas bien formadas, típicas de estos aceros, habría que conocer su tratamiento termomecánico.

En el material base, a mayores aumentos (Fig. 4), se observa la estructura del componente situado en límites de grano, que se agrupa en pequeñas colonias. Se trata de cementita globalizada (A) que se origina en el tratamiento termomecánico. Muy probablemente, el acero, tras un enfriamiento acelerado después de ser laminado (bien por duchas de agua

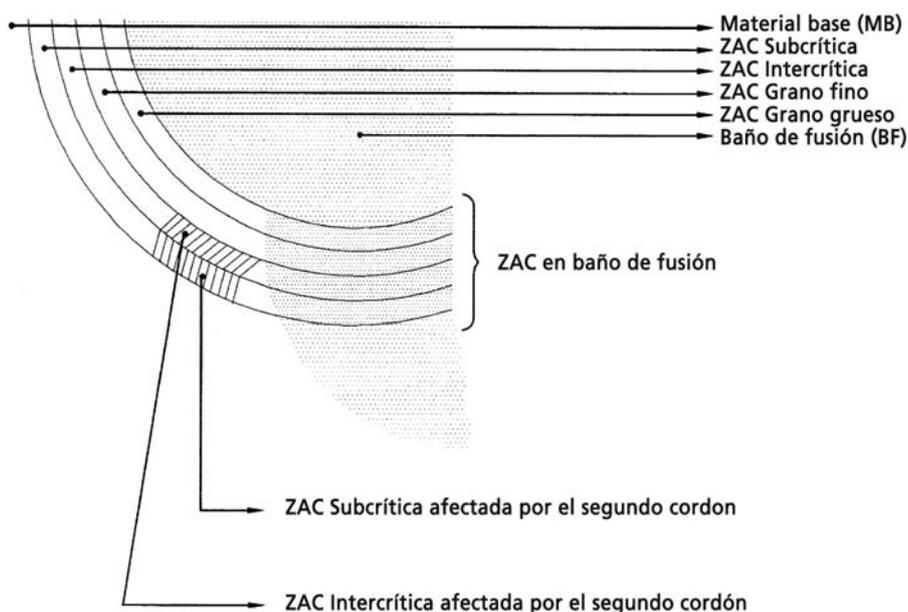


Figura 2. Esquema de las distintas regiones en la zona afectada térmicamente, en una unión soldada multipasada.

Figure 2. Schematic illustration of various regions in the HAZ, of a multipass weld.

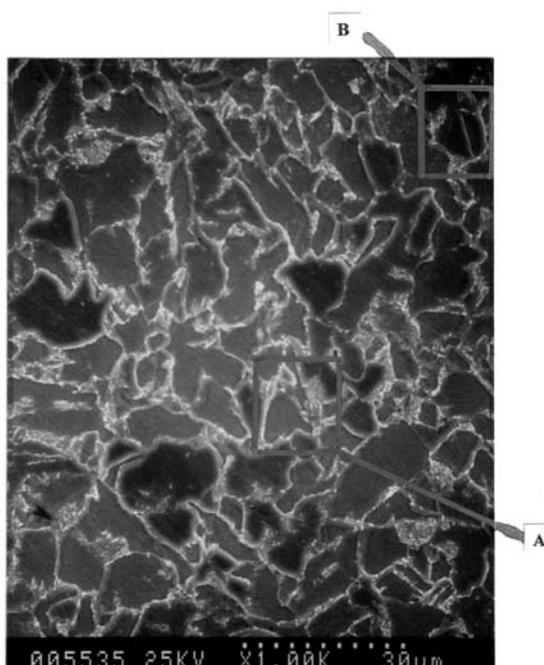


Figura 3. Microestructura del material base, acero HSLA 450 EMZ tipo II.

Figure 3. Microstructure of the base metal, 450 EMZ type II HSLA steel.

o por bobinado a alta velocidad), fue sometido a un proceso de recocido a temperaturas ligeramente inferiores a la eutectoide. En esta fase, la estructura en bandas de las colonias perlíticas degeneró a la estructura observada en la micrografía, sin que se produzca ningún cambio de fase en estado sólido, sino que cambia la morfología de las láminas de cementita que se esferodizan tratando de rebajar la energía total del sistema, mediante la reducción del área interfacial cementita/ferrita.

Este tratamiento termomecánico mejora la tenacidad del material base, pero las partículas de carburo de hierro esferoidales suponen, a nivel micromecánico, una concentración de tensiones mucho menor que una lámina de material. En la micrografía de la figura 4 se han marcado los siguientes detalles:

A: Colonia perlítica degenerada tras un proceso de globulización de la cementita.

B: Cementita globalizada situada en el límite de grano.

La imagen de la figura 5, también del material base pero, aún, a mayores aumentos, confirma lo dicho anteriormente acerca de la estructura esferoidal de carburo de hierro (B). Todavía, se conserva la estructura en colonias (A), pero se perdió la estructura en bandas a favor de otra esferoidal. A estos aumentos, se adivinan unos finos precipitados dentro del propio grano ferrítico (D). Para su resolución

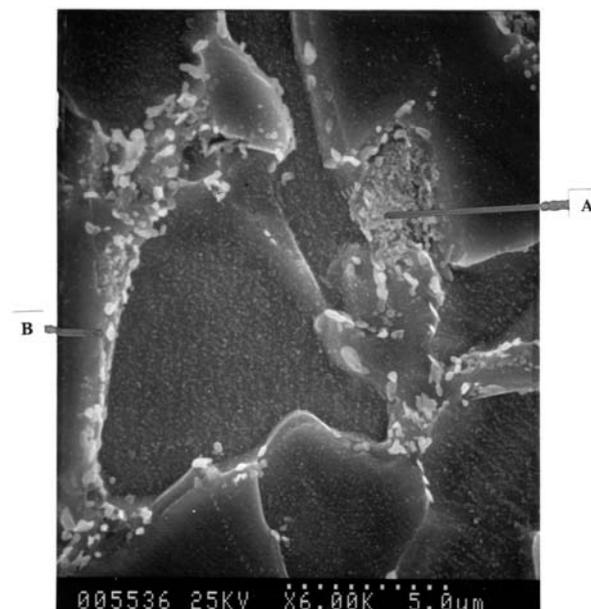


Figura 4. Microestructura del material base.(A): colonia perlítica. (B): cementita globalizada.

Figure 4. (A): pearlite colony. (B): globular cementite.

total, habría que ir a muchos más aumentos e, incluso, observarlos por el microscopio electrónico de transmisión. No obstante, en vista de la composición del acero, se trata de carbonitruros de los elementos microaleantes, titanio, niobio, vanadio y aluminio, cuya misión es la de reforzar el material por precipitación y pinzar los bordes de grano, dificultando su migración durante su proceso de crecimiento y manteniendo, así, el tamaño fino.

En esta imagen (Fig. 5), se observa un límite de subgrano (C), que atraviesa el grano ferrítico. Los dos subgranos que constituyen el grano ferrítico se caracterizan por una muy ligera desviación en las orientaciones de sus estructuras cristalinas. La baja energía asociada al límite de subgrano es suficiente para que sea revelado por el ataque químico de la probeta pero, por el contrario, se muestra libre de cualquier tipo de segunda fase de tamaño apreciable, a estos aumentos. En esta micrografía se observan los siguientes detalles:

A: Colonia perlítica, degenerada tras un proceso de globulización de la cementita.

B: Cementita globalizada situada en el límite de grano.

C: Límite de subgrano.

D: Precipitados (carbonitruros de los elementos microaleantes) en la matriz ferrítica.

La micrografía de la figura 6 está realizada a los mismos aumentos que la de la figura 3, que muestra el material base partido. Ahora, sin embargo, se está en la región de la ZAT intercrítica. El tamaño de

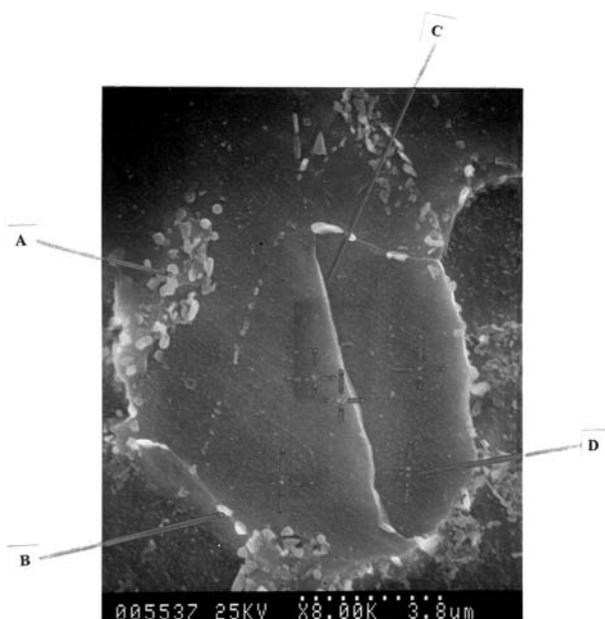


Figura 5. Micrografía del metal base a 8000 aumentos. (A): Colonia perlítica degenerada. (B): Cementita globalizada. (C): Límite de subgrano. (D): Precipitado.

Figure 5. Parent metal microstructure. (A): degenerated pearlite. (B): globular cementite. (C): sub-grain border. (D): precipitate.

grano, aparentemente, no se ha modificado; se mantiene la morfología de las colonias aunque a estos aumentos no es posible resolver si se ha modificado o no el aspecto globular de la cementita que las constituía. Así, todo parece estar inalterado respecto al material base. No obstante, esta zona alcanzó durante el proceso de soldadura un rango de temperatura 723°C - 870°C, es decir, entre la temperatura de transformación eutectoide (A_1) y la temperatura de transformación ferrita/austenita (A_3) para la composición del acero. Ésto, la situó dentro del campo bifásico de coexistencia de α y γ . A esta temperatura, la cementita no es estable y reacciona con la ferrita que la rodea para formar austenita. No es que la cementita se transforme en austenita directamente, sino que reacciona con la ferrita que hay en su entorno para dar fase Á. En esta zona del diagrama, Fe-C^[4] (Fig. 7), se ve que aunque el contenido global en carbono es de 0,16 %, es evidente que, dentro de un grano ferrítico, se tiene un contenido en carbono muy bajo, mientras que en el interior de una de las colonias (donde hay ferrita más cementita) el contenido en carbono es mucho más elevado. Esto, se traduce, según se muestra el diagrama de equilibrio, en que la austenita se formará, mayoritariamente, dentro de las colonias. También, se puede deducir del diagrama de equilibrio, que la transformación total (100 %) en austenita se producirá a una

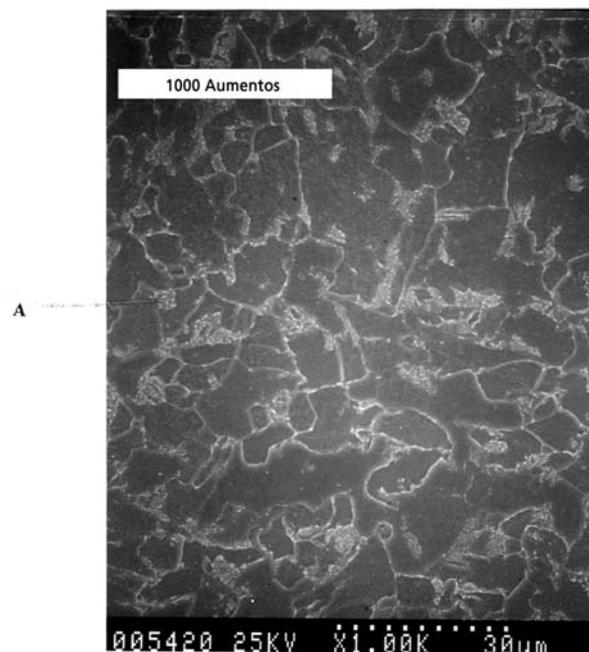


Figura 6. Micrografía correspondiente a la región intercrítica de la ZAT, donde se alcanzó una temperatura entre 723 °C y 870 °C.

Figure 6. Microstructure of the HAZ intercritical region. Temperature reached 723 °C-879 °C.

temperatura más baja (T_3), dentro de la colonia y, por tanto, en puntos más alejados de línea de fusión, que dentro de los granos ferríticos (T_1). Lo que no se puede deducir del diagrama de equilibrio es la cinética de aparición de austenita durante el calentamiento. La reacción de transformación con aparición de austenita se realizará, puesto que se trata de un proceso que requiere de la difusión de carbono, con mayor rapidez dentro de las colonias, donde éste tendrá que difundir distancias más cortas; esto, es especialmente importante y controla la cinética en las transformaciones en estado sólido, como es la presente. El tiempo que el material está en el rango de temperaturas intercrítico es muy corto (aproximadamente entre 2 s, para un aporte térmico de 1,0 KJ/mm y 4s para un aporte de 2,5 KJ/mm), según se deduce de los ciclos térmicos generados por ordenador con el presente programa. Este tiempo tan corto, justifica que la difusión se produzca sólo a cortas distancias y, por tanto, la austenita se forme mayoritariamente en el interior de las colonias. Por todo lo anterior, la imagen que se obtiene es que las regiones de material base que fueron afectadas por el calor de la soldadura y se situaron, durante cierto tiempo, a temperaturas comprendidas en el rango de la zona intercrítica, dieron lugar a la formación de lagunas de austenita, las cuales se formaron, fundamentalmente, dentro de las colonias de ferrita más

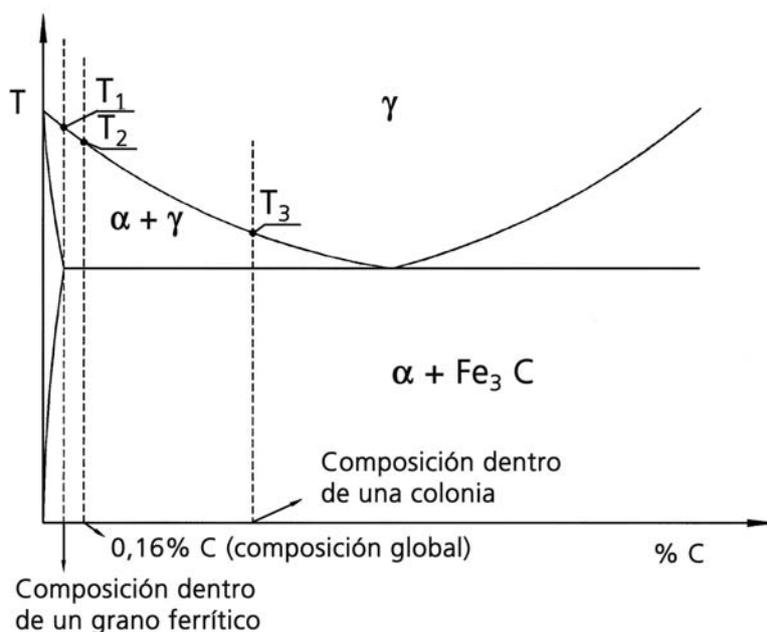


Figura 7. Diagrama Fe-C. Transformación eutectoide

Figure 7. Eutectoid transformation in the Fe-C phase diagram.

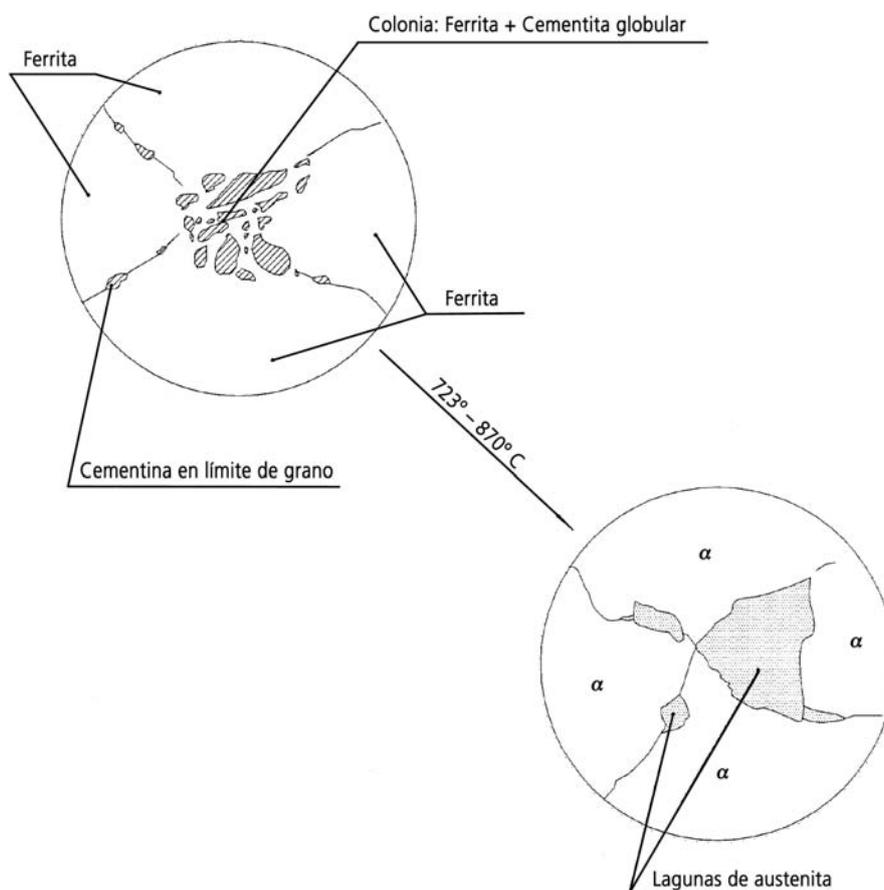


Figura 8. Formación de lagunas martensíticas, que se formaron fundamentalmente dentro de las colonias de ferrita más cementita globular existentes en el material base, para temperaturas comprendidas en el rango de la zona intercrítica.

Figure 8. Retained martensite formation, formed inside ferrite colonies plus globular cementite existing in the parent metal, for temperature reached at the intercritical region.

cementita globular existentes en el material base (Fig. 8). Este proceso explica la transformación de las colonias en otro constituyente, como se verá a continuación, a mayores aumentos, sin que se haya modificado apreciablemente el tamaño de los granos ferríticos.

La siguiente etapa tiene lugar durante el período de enfriamiento del ciclo de soldadura, una vez que el arco eléctrico ha sobrepasado la zona intercrítica.

El enfriamiento supone la transformación inversa de las lagunas de austenita. Pero, ahora, dependiendo de la velocidad de enfriamiento, es muy posible que la austenita no pueda transformarse en el agregado de ferrita más FeC_3 , con la estructura laminar en bandas alternadas de la perlita. El agregado perlítico supone un crecimiento cooperativo de ambos constituyentes, que sólo se puede llevar a cabo si el enfriamiento es lo suficientemente lento. En el presente caso, el enfriamiento fue bastante rápido y no se formó perlita sino que las lagunas austeníticas evolucionaron hacia estructuras de temple (Fig. 9, A), donde, se observan colonias irresolubles que, a estos aumentos, conservan la morfología respecto al material base, pero que se han transformado en productos de temple. En esta micrografía, se aprecia la estructura de las lagunas de austenita, formadas durante el período de calentamiento en la región intercrítica, que se transformaron durante el enfriamiento en el constituyente A. Se trata de una estructura bainítica, probablemente bainita superior, aunque con una estructura muy peculiar, debido a que no es un constituyente masivo, sino que se forma en pequeñas "islas" como se puede observar a 10.000 aumentos.

La bainita está constituida por unas láminas de ferrita (ferrita con una densidad de dislocaciones elevadas), con una concentración en C < 0,03 %, mucho menor que la austenita a partir de la cual se forma. A medida que crece la lámina de ferrita, la austenita que va quedando se enriquece en carbono. Esto, supone que la difusividad del carbono es aún suficientemente elevada para permitir el corto viaje desde la ferrita a la austenita. El enfriamiento, tras la soldadura en una chapa tan gruesa, es rápido, pero no tanto como un temple en agua, por eso se forma bainita y no martensita. En consecuencia, no se produce por aportación significativa de carburos dentro de la ferrita, sino en la austenita que rodea las láminas ferríticas, cuando se alcanza una concentración crítica de carbono.

La morfología del carburo de hierro (cementita), formado en los bordes de las láminas ferríticas a partir de la austenita enriquecida en carbono es, en este caso, una lámina casi continua que envuelve a la ferrita. En ocasiones, la austenita enriquecida en carbono no precipita como carburo, sino que queda

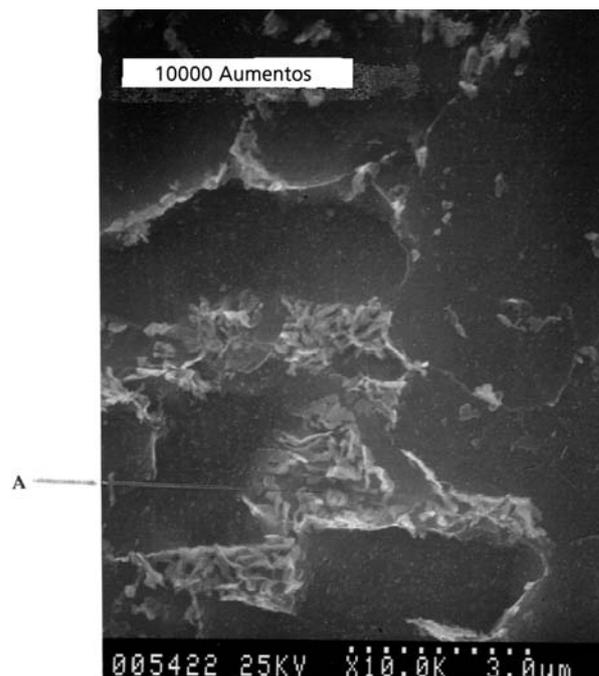


Figura 9. Micrografía de la región intercrítica, donde se puede apreciar la estructura de las lagunas de austenita, formadas durante el período de calentamiento, que se transformaron durante el enfriamiento en el constituyente A.

Figure 9. Microstructure of the HAZ intercritical region, forming austenite aggregates during the heating that was transformed during the cooling into Constituent A.

como una fina película de austenita retenida; si el enfriamiento es suficientemente rápido, evoluciona transformándose en martensita. Esta estructura se conoce como bainita granular y se esquematiza en la figura 10. Tanto la estructura de bainita superior formando lagunas, como la formación de bainita granular (con láminas de martensita)^[5], suponen una pérdida importante de ductilidad respecto a la microestructura inicial del acero. Si la grieta se propaga en la región intercrítica de la ZAT donde se forman estas lagunas bainíticas, se detectará, presumiblemente en el ensayo de CTOD, una pérdida importante en el valor de la tenacidad^[6 y 7]. Cuando se sube hasta 15.000 aumentos, en la micrografía de la figura 11, se aprecia con mayor nitidez la formación de láminas de ferrita altamente dislocada, rodeadas por una corteza casi continua de cementita. El ataque con nital al 2 % disuelve la ferrita, y deja al desnudo la corteza de cementita que envolvía las láminas de ferrita. Se aprecia una direccionalidad preferente en la orientación de las láminas de ferrita, de acuerdo a las relaciones de Kurdjumov-Sachs entre la ferrita y la austenita y la de Pitsch entre la cementita y la austenita. No obstante, lo restringido de la zona, donde tiene lugar la transformación en estado sólido (islas

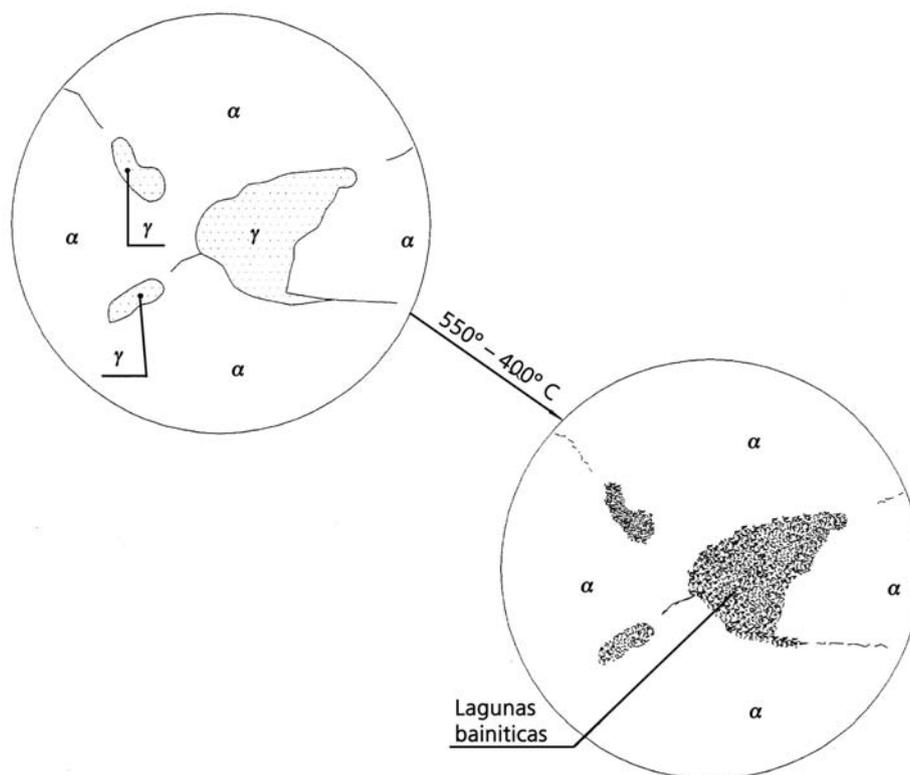


Figura 10. Lagunas bainíticas formadas durante el enfriamiento.

Figure 10. Bainite aggregates formed during cooling.

de austenita), hace que las relaciones cristalográficas no sean estrictamente cumplidas y se observe una cierta dispersión en las orientaciones de las laminas.

2.3. Ensayos de dureza y determinación del tamaño de grano en la ZAT

Los ensayos de dureza se realizaron con un durómetro Vicker Akashi Avk C1 con cargas de ensayos entre 0,3 Kp y 20 Kp, equipado con ocular de lectura automática, cámara de TV de alta resolución con monitor de 9", presentación digital de medidas diagonales del valor de la dureza y con tiempo de aplicación de carga entre 5 y 25 s.

La determinación experimental del tamaño de grano en la ZAT fue llevada a cabo mediante el Método de Heyn sobre las micrografías de las probetas observadas por microscopía óptica.

La dureza Vicker HV10 se midió sobre una de las cinco probetas obtenidas del panel soldado a la altura de los cordones de soldadura superiores, de raíz y cordones inferiores, desde el metal depositado y a través de toda la ZAT. Las penetraciones para los ensayos de dureza se hicieron cada milímetro para evitar la interferencia de los campos de deformación plástica entre ellas.

2.4. Ensayos de resiliencia

Para los ensayos de resiliencia se obtuvieron, del panel soldado, las probetas de dimensiones 55 mm x 10 mm x 10 mm y entalla de 2 mm, siguiendo las indicaciones de la norma^[8] para proceder a su ensayo en el péndulo de Charpy, marca MFSL PSW30, de capacidad hasta 30 Kg, con escala circular graduada en Julios y con velocidad de caída del péndulo de 4,5 m/s. Las probetas se ensayaron, tanto sin tratamiento térmico como con tratamiento térmico post-soldado.

2.5. Ensayos de mecánica de fractura

Los ensayos de (CTOD) se llevaron a cabo en un banco SEM B3, en tres puntos (modo I), sobre tres probetas extraídas del panel soldado de geometría preferida (Bx2B) de dimensiones 750 mm x 150 mm x 75 mm, siguiendo la norma BS 5762^[9] a una temperatura de -10°C. La entalla por fatiga se llevó a cabo a temperatura ambiente con un pulsador SCHENCK de 200KN, frecuencia 35 Hz y R=0,1. Las probetas se precomprimieron en 0,005 B por cada cara, a fin de eliminar las tensiones residuales y mantener un perfil adecuado en la fractura.

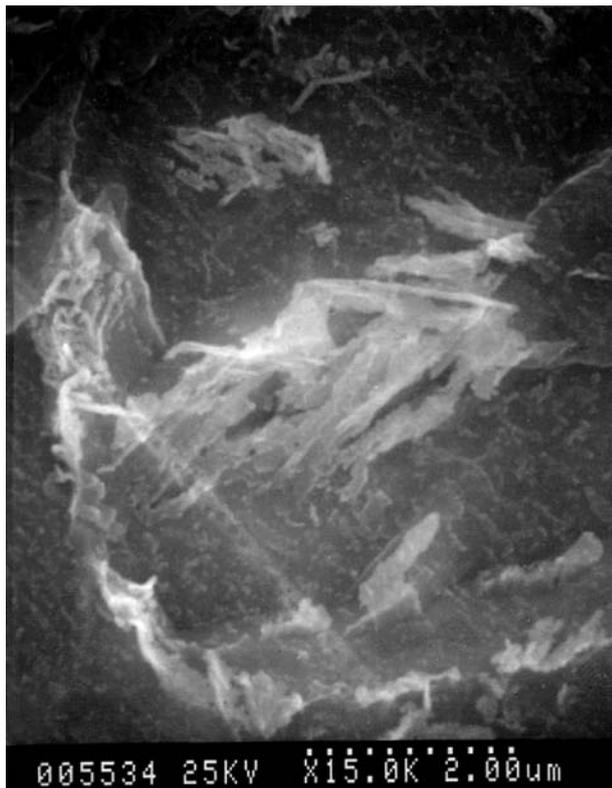


Figura 11. Micrografía en la región intercrítica de la ZAT, mostrando lajas de ferrita dislocadas.

Figure 11. Microstructure of the HAZ intercritical region, showing lathlike ferrite.

2.6. Microanálisis

La microestructura de la ZAT sobre una de las cinco probetas, extraída del panel soldado, se analizó mediante un microscopio electrónico de barrido y aumentos de 20 a 200.000, marca HITACHI S570 equipado con detector de electrones retro-dispersados, potencial de aceleración hasta 30 KV, resolución máxima 35 Å con imagen de electrones secundarios. El equipo de microanálisis fue un KEVEX

8.000 equipado con detector EDS con ventana de Be de 8 µm.

3. RESULTADOS

3.1. En los ensayos de dureza

La mayor dureza, en el metal depositado, se obtuvo en los cordones superiores con 219 HV10, seguido por los de raíz con 215 HV10 y, en la ZAT, la mayor dureza se obtuvo en aquellas zonas más próximas a los cordones de raíz, pero observando un paralelismo entre los valores obtenidos en los cordones de soldadura superiores, de raíz e inferiores. Los resultados se presentan en la tabla I y en la figura 12, donde se ha representado la dureza a la altura de la raíz; el mayor tamaño de grano se produce en la región de mayor dureza. En la LF, para un valor 7 ASTM E112 (35 µm) muestra una dureza de 223 HV10, mientras que en la región intercrítica, a 4 mm de LF, el grano se hace mas fino y la dureza disminuye a 197 HV10. Easterling^[10], para un acero al titanio, a una temperatura pico de 1.500°C, considerada en la línea de fusión, y una energía aportada de 2,4 KJ/mm, obtiene los valores de tamaño de grano que se muestran en la tabla II. Las diferencias con respecto a los presentes resultados experimentales están justificadas por el alto porcentaje de disolución del titanio que, en este caso, son superiores a las medidas dadas por Easterling.

3.2. En los ensayos de resiliencia

Todos los resultados pasaron ampliamente los valores requeridos por la norma, que pide un valor singular de 26 J a -40°C y una media mínima de 36 J a -40°C, para las probetas sin tratamiento post-soldado. Los valores medios de resiliencia obtenidos en los ensayos, a -40°C y -30°C, para las probetas sin trata-

Tabla I. Dureza en el metal aportado (MA), LF y en la ZAT a diferentes distancias a LF para cordones de soldadura superior, raíz en inferior

Table I. Hardness measured at WM,FL and HAZ every millimeter in the FL at upper, root and lower beads

DUREZA HV10									
METAL APORTADO			DISTANCIA A LF (mm)						
Cordones Superior	MA	LF	1	2	3	4	5	6	7
Raíz	219	209	203	204	177	182	168	173	171
Inferior	215	207	223	223	223	197	168	162	177
	205	192	211	211	198	181	177	177	176

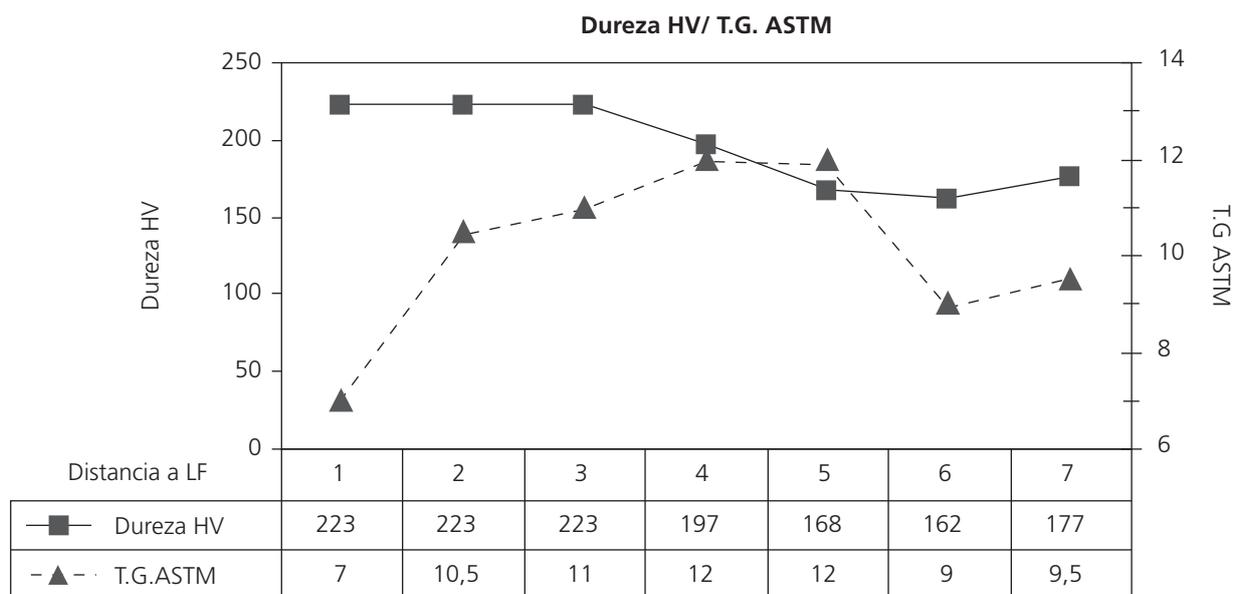


Figura 12. Valores de la dureza (HV) y tamaño de grano (ASTM) en función de la distancia a L.F. en mm a la altura de los cordones centrales (raíz).

Figure 12. Vickers hardness–Grain size (ASTM number). Distance to the fusion line in mm.at the root.

miento térmico y con tratamiento térmico post soldo, respectivamente, se representan en la figura 13.

3.3. En los ensayos de mecánica de la fractura

Los resultados de CTOD obtenidos para cada una de las tres probetas ensayadas (Tabla III), fueron aceptables. No obstante, la grieta no quedó, en ningún caso, al 100 % de su longitud dentro de la región de grano grueso, propagándose a la zona de grano fino y zona intercrítica. En la tabla IV, se ha representado, en porcentajes, la longitud de grieta atravesada,

en cada una de las probetas, dentro de los 0,5 mm a la línea de fusión. El estudio fractográfico iniciado en las fracturas frágiles mostró el comienzo de la grieta, en su mayoría, en zona próxima a LF.

3.4. En el microanálisis

Centrando el haz electrónico en un posible precipitado en la ZAT, en una de las micrografías, se encontraron los microaleantes aluminio, titanio y vanadio. En el microanálisis representado en la figura 14, el haz de electrones analiza también la matriz ferrítica que rodea a los precipitados, razón por la que se puede observar un elevado pico de hierro, debido a

Tabla II. Tamaños de grano obtenidos experimentalmente y dados por Easterling, para un acero de características similares en función de la temperatura alcanzada y distancia a la línea de fusión

Table II. Experimental and Easterling grain size obtained for similar steel characteristics in accordance with the temperature reached and distance to fusion line

Distancia a.L.F. (mm)	T (°C)	Easterling (µm)	Empíricamente (µm)
L.F.	1.500	150	60
1	1.385	80	32
2	1.167	25	9
3	970	16	8
4	830	11	6

Tabla III. Resultado de los Ensayos de CTOD en la ZAT

Table III. CTOD Results at the HAZ

Sumario de resultados de los ensayos de CTOD de la ZAT a -10°C en el panel 1-1G ZAT

Probeta nº (1)	CTOD (mm)	Tipo de resultado BS 5762
1	1,80	δ ensayo parado
2	1,31	δ _u
3	1,58	δ _u

Todas las probetas Bx2B entalladas.
 Todos los resultados son válidos para BS 5762.
 δ ensayo parado antes de que se produzca la fractura.
 δ_u Valores correspondientes a una fractura inestable por clivaje.

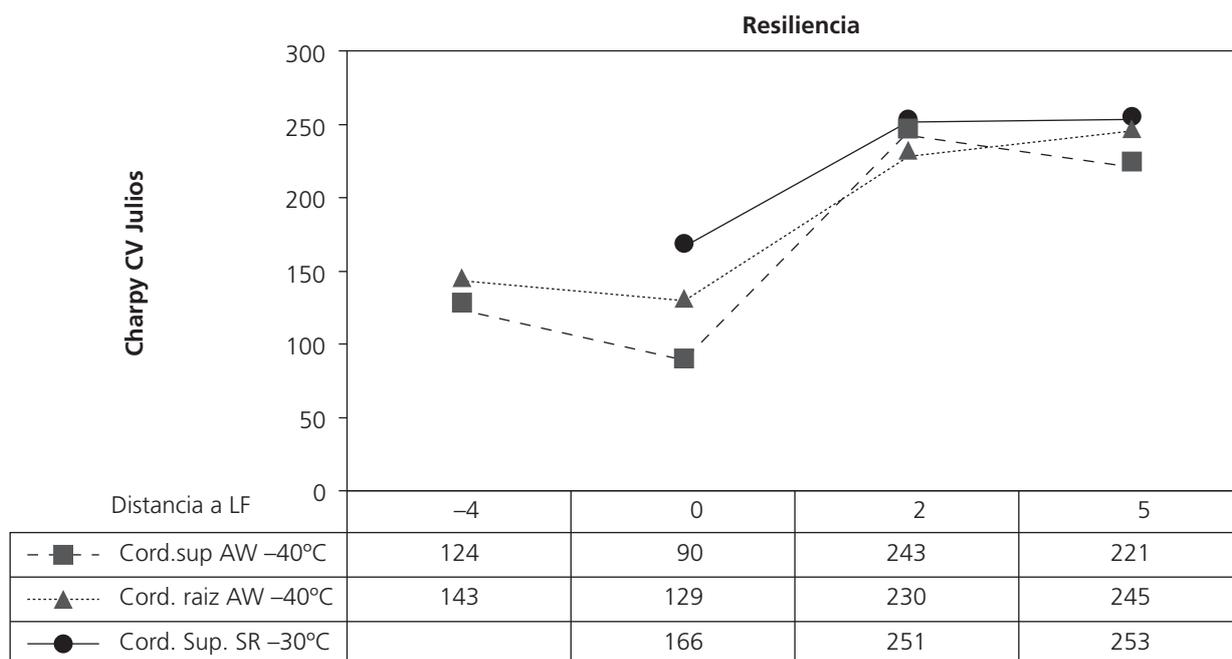


Figura 13. Valores de resiliencia (J) en función de la distancia a L.F.(mm) tomados en zonas próximas a la raíz y a los cordones superiores.

Figure 13. Resilience (J) vs. Distance to fusion line (mm), taken in zones close to the root and at the top beads.

las numerosas cuentas que son recibidas por el detector, efecto matriz. Este es el motivo del bajo potencial de aceleración alrededor de los 10KV. Además de los mencionados precipitados se han encontrado otros componentes como silicio, manganeso, níquel, cromo y cobre, que forman parte del acero aleado. El vanadio es de difícil detección, debido a que su Ka coincide con el Kb del titanio y precipita a bajas temperaturas, por lo que el tamaño de sus compuestos es extremadamente fino y rodeado por la matriz ferrítica.

4. DISCUSIÓN DE RESULTADOS

4.1. En los ensayos de dureza

La dureza es función de la fracción en volumen de los precipitados. El ciclo térmico que el material base sufre durante la soldadura se produce a una velocidad de enfriamiento, $\Delta t_{8/5}$, en torno a los 10 s. Para este valor, en el diagrama de la figura 15, se obtendrá una fracción en volumen de 10% de martensita y 90 % de bainita, para un acero de similares características. Pero, este efecto, combinado con el menor refinamiento de grano en los cordones de raíz, al tener menos pasadas, produce una mayor dureza. Sin embargo, si se relacionan los resultados obtenidos en los ensayos de dureza con los valores

Tabla IV. Porcentaje en longitud atravesada por la grieta

Table IV. Percentage in length goes through the crack

PROBETAS	Porcentaje de longitud de grieta dentro de los 0.5 mm a LF
1	11%
2	48%
3	31%

obtenidos en los ensayos de resiliencia, se observa que los valores más altos de la resiliencia en la LF, se producen en la zona próxima a los cordones de raíz, a pesar de tener, esta región, una mayor dureza, encontrándose la menor resiliencia en cordones superiores, como lo confirman los resultados obtenidos experimentalmente (Fig. 13). Conforme se produce un alejamiento de la línea de fusión a lo largo de la ZAT, va disminuyendo la dureza a la altura de los cordones de raíz y aumentando en aquellos que están a la altura de los cordones superiores e inferiores (Tabla I).

4.2. En los ensayos de resiliencia

Los resultados de los ensayos de resiliencia después del tratamiento térmico post-soldeo mejoraron. La

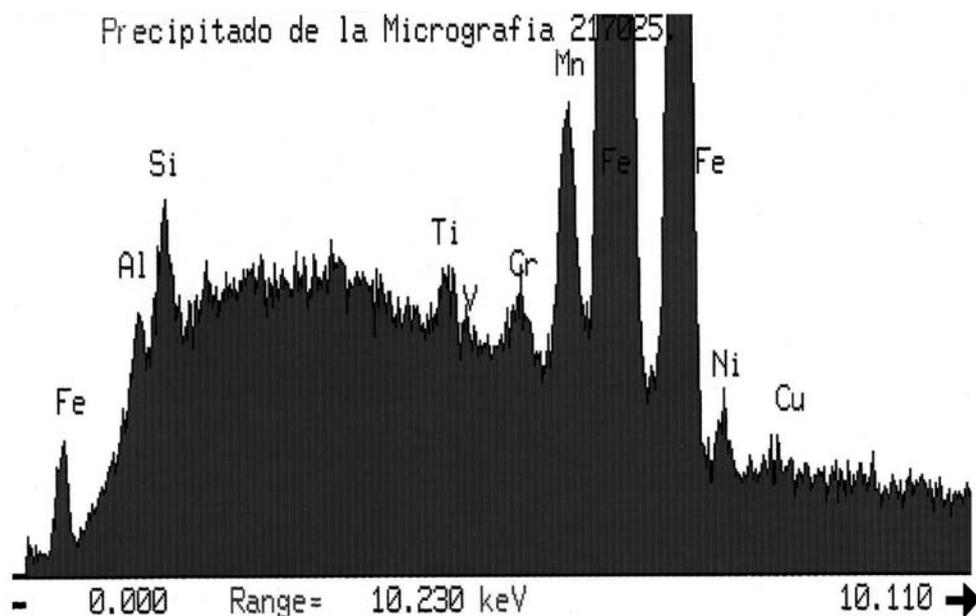


Figura 14. Microanálisis obtenido por energía dispersiva en el microscopio electrónico de barrido en la ZAT de una probeta soldada en multipasada en un proceso SAS.

Figure 14. EDS microanalysis in the HAZ of a multipass SAW weld. At.

principal razón es la relajación de tensiones residuales, que fueron acumuladas en la soldadura y que, después del tratamiento térmico, desaparecieron^[11]. Como se puede observar (Fig. 13), los valores más bajos de resiliencia corresponden a LF (indicados en

la figura con una distancia a LF, 0) debido a la fragilidad que produce el grano grueso de esta región, aumentando la resiliencia conforme al alejamiento de esta zona a lo largo de la ZAT. También, se detectó que sin tratamiento térmico post-soldeo y a una

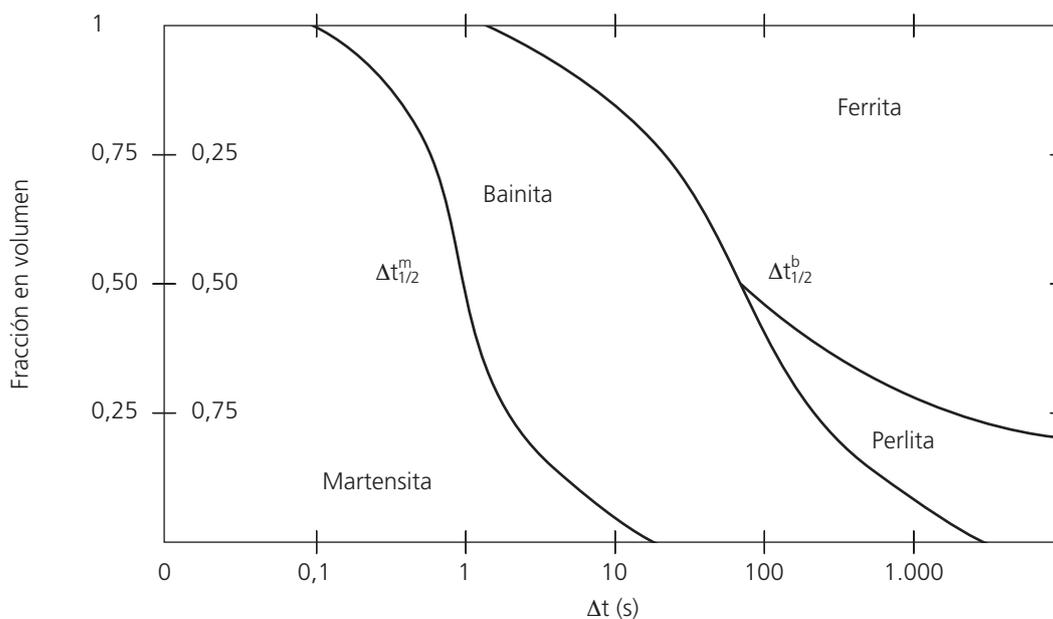


Figura 15. Diagrama Dt(s), mostrando la variación de la fracción en volumen de la microestructura, con la velocidad de enfriamiento. M.Inagaki y H. Sekiguchi. Inst. Metals Japan 1960.

Figure 15. Diagram Dt(s), showing the variation of volume fraction with cooling rate. M.Inagaki y H. Sekiguchi. Inst. Metals Japan 1960.



Figura 16. Macrografía òptica de la secci3n transversal de la probeta tomada por la iniciaci3n de la fractura

Figure 16. Optical Macro taken in the specimen transversal section from the initial crack.

temperatura de ensayo de -40°C , la resiliencia en los cordones superiores fue mayor que en los de raíz debido al efecto de tratamiento térmico que en aquellos supone el efecto multipasada.

4.3. En los ensayos de mecánica de la fractura

Todos los ensayos fueron válidos conforme a la norma BS5762 [9], pues excedieron el valor mínimo requerido CTOD $\% \delta \geq 0,2$ mm. En ningún ensayo, el 100 % de la longitud de la grieta se encontró dentro de los 0,5 mm a la LF. Los valores más altos de CTOD, se correspondieron con los resultados de crecimiento estable, (longitud de grieta a carga estática) más alto, como corresponde a un material de mayor tenacidad. Aquellas probetas en las que la grieta atravesó un alto porcentaje de metal aportado tuvieron una rotura frágil y su estudio fractográfico demostró su iniciación en la región intercrítica y en la región de grano grueso. La fragilidad de la región intercrítica ya ha quedado justificada en el apartado de análisis metalúrgico de este trabajo. Aunque no se ha descrito en este trabajo el análisis fractográfico de las probetas, en la figura 16, se representa una sección por la entalla realizada en una de las probetas; teniendo en cuenta que, los apoyos extremos en el banco donde se realiza el ensayo se encuentran a la altura de los cordones de raíz y cordones superiores, respectivamente, y la carga de flexión a la mitad de la distancia entre ambos apoyos. En la figura se representa, con una flecha, el punto de iniciación de la grieta. Aunque no se adjunta el mapa de seguimiento de la grieta en la ZAT, en esta probeta, la iniciación de la grieta tiene lugar, prácticamente, en LF, entre el metal aportado y la ZAT, es decir, en la región de grano grueso, cumpliendo el requerimiento de la norma que pide la iniciación de la grieta dentro de los 0,5 mm a la LF.

4.4. En el microanálisis

Teniendo en cuenta la temperatura alcanzada, los precipitados que participan son los nitruros de titanio, ya que son los que tienen entalpía más negativa y más alta temperatura de disolución. La entalpía para el TiN es inferior a -3×10^{-2} KJ/mol para aceros HSLA "Calvo-Bentley" [12], siendo su energía de activación $Q/R_{T_M} = 14,4$. Se comprueba, en el diagrama de calentamiento, que la disolución, al 26 %, de este nitruro se encuentra por encima de los 1.700 K, por lo tanto, a menor disolución mayor precipitación y una mayor contribución al mecanismo de frenado en el tamaño de grano. Esta alta temperatura de

disolución es la razón que justifica que el microanálisis por energía dispersiva muestre este precipitado.

A la vista de estos componentes encontrados, se confirma la función de pinzamiento del grano que estos microaleantes tienen asignada.

5. CONCLUSIONES

- Se confirma que, en los aceros 450 EMZ, un control de la energía calorífica aportada (en el presente trabajo, de valor medio 2,4 KJ/mm), conduce a buenos resultados en las propiedades mecánicas de la unión soldada y en la ZAT. Multitud de ensayos llevados a cabo en estos aceros muestran que la limitación de la energía aportada, en torno a los 3 KJ/mm, ha funcionado bien^[13].
- Para la estructura ferrítica-perlítica de estos aceros microaleados de alto límite elástico y, teniendo en cuenta la velocidad de enfriamiento, $\Delta t_{8/5}$, en torno a los 10 s en LF, para un proceso de soldadura por arco sumergido, se obtienen estructuras martensíticas y bainíticas superiores, que, en zonas de grano grueso, pueden fragilizar la estructura debido, fundamentalmente, a la formación de placas laterales de ferrita. También, la región intercrítica puede dar lugar a estructuras más frágiles, dependiendo de la composición química y, fundamentalmente, a la baja energía aportada. La austenita rica en carbono, formada por la descomposición de la perlita, puede retransformarse en martensita de alto contenido en carbono al enfriarse, fragilizando esta zona.
- El buen funcionamiento del mecanismo de control de crecimiento de grano, que ejercen los precipitados formados por los carbonitruros de los microaleantes del acero, ha sido demostrado por la curva de crecimiento de grano teórico-experimental, al haberse mantenido el tamaño de grano inferior al teórico, lo que pudo realizarse a pesar de las altas temperaturas alcanzadas, velocidades de enfriamiento relativamente altas y considerando que, precipitados como TiN no se disolvieron totalmente, como demostró el microanálisis, debido a la entalpía más negativa y su alta temperatura de disolución.
- Los valores de dureza (Inagaki y Sekiguchi^[14]) se mantuvieron inferiores a los teóricos en la ZAT, próxima a LF y considerablemente inferiores a los dados por Blondeau^[15].

- Todos los ensayos destructivos fueron satisfactorios, lo que demuestra que los parámetros de soldadura y el consumible elegido fueron adecuados para soldar este tipo de acero.

REFERENCIAS

- [1] R.C. SILVERIO, T. MOURA Y P.GUEDES, *Rev. Metal. Madrid* 39 (2003) 83-89.
- [2] R. LEIVA, J.R. DONOSO, U. MUEHLICH Y F. LABBE, *Rev. Metal. Madrid* 40 (2004) 280-287.
- [3] R.W.K. HONEYCOMBE, *Steels, Microstructure and Properties*. Edward Arnold, Londres, Inglaterra, 1981, pp. 2-10.
- [4] D.P. FAIRCHILD, N.V. BANGARU, J.Y. KOO, P.L. HARRISON Y A. OZEKA, *Welding Research Supplement* 70 (1991) 321- 329.
- [5] F. MATSUDA, Z. LI, D.BERNASOVSKY, K. ISHIHARA Y H. OKADA, *Weld. World* 29 (1991) 307-310.
- [6] J. M. AMO, J. CHAO, J. FERNÁNDEZ Y J. DURÁN, *Rev. Soldadura* 21 (1991) 29-30.
- [7] J.C. SUÁREZ, F. MOLLEDA, R. GONZÁLEZ Y R. JIMÉNEZ., *Theor. Appl. Fracture Mech.* 21 (1994) 17-22.
- [8] *Charpy impact test on metallic materials. Part 1*, Ed. British Standards Institution, BS EN 100045-1, Londres, Inglaterra, 1990, pp. 2-8.
- [9] *Fracture mechanics toughness test. Method for determination of K_{IC} critical CTOD and critical J values of metallic materials*, Ed. British Standards Institution BS 5762 and BS 7448-1, Londres, Inglaterra, 1979 y 1991, pp. 1-48.
- [10] M.F. ASHBY Y K. EASTERLING *Acta Metall.* 30 (1982) 1.969-1.978.
- [11] R. COOPER, J.H.F. SILVA Y R. E. TREVISAN, *Rev. Metal. Madrid* 40 (2004) 280-287.
- [12] F.A. CALVO, K.P. BENTLEY Y R.G. BAKER. *Studies of welding metallurgy of steel*. B.W.R.A. Ed. Abington, Abington Hall, Cambridge, Inglaterra, 1963, p. 71.
- [13] Y. GARBA<TOV Y C. GUEDES-SOARES, *Int. J. Fatigue* 26 (2004) 753-762.
- [14] INAGAKI-SEKIGUCHI. *Trans. Natn. Res. Inst. Metal Japan*.2 (1960) 102
- [15] R. BLONDEAU, P.H. MAYNIER, J. DOLLET Y B. VIELLARD-BARON, *Metal Science and Heat Treatment*. Londres, Inglaterra, 1976, p. 76.