



Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas de Gipuzkoa

INFORME FINAL DEL PROYECTO

**UTILIZACIÓN DE ESTRUCTURAS DE FERRITA ACICULAR PARA LA
MEJORA DE LA TENACIDAD EN SOLDADURAS DE ACERO**

Cod. documento: IFINAL / 1172 / R00

CONFIDENCIAL

Donostia- San Sebastián

ELABORADO:	REVISADO:
Firma: J.M. Rodríguez Ibabe	Firma: J.M. Rodríguez Ibabe
Fecha: 25/09/02	Fecha: 25/09/02

ÍNDICE

1	Objetivos	3
2	Antecedentes	4
3	PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	9
3.1	ENSAYOS COD Y CHARPY	9
3.2	ANÁLISIS MEDIANTE LA TÉCNICA DE EBSD.....	12
4	Caracterización microestructural de las soldaduras.....	14
5	PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS SOLDADURAS	17
5.1	ENSAYOS DE TENACIDAD COD	17
5.2	ENSAYOS DE TENACIDAD CHARPY	19
5.3	ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO.....	20
5.3.1	Ensayos Charpy	20
5.3.2	Ensayos COD	21
6	ANÁLISIS MEDIANTE LA TÉCNICA DE EBSD DE MICROESTRUCTURAS DE FERRITA ACICULAR.....	24
6.1	CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL.....	24
6.2	DETERMINACIÓN DE LA UNIDAD MICROESTRUCTURAL QUE CONTROLA LA FRACTURA FRÁGIL.....	25
7	CONCLUSIONES	31
8	AGRADECIMIENTOS	32
9	REFERENCIAS.....	33

1 OBJETIVOS

El objetivo principal del presente trabajo consiste en el desarrollo de aceros de bajo carbono con microestructuras de ferrita acicular tanto en la soldadura como en el material de base con el fin de optimizar las propiedades mecánicas de la estructura soldada.

En un informe previo (Informe Parcial de Junio) se presentaron los resultados de tenacidad COD, análisis microestructural convencional y estudio mediante técnicas de EBSD. Este informe, al tener un carácter final, vuelve a reproducir los resultados señalados en el informe parcial, incluyendo además ensayos de tenacidad complementarios (ensayos Charpy), análisis mediante microscopía electrónica de barrido de las superficies de fractura de las probetas de tenacidad (estudio de los micromecanismos de fractura) y las conclusiones finales a las que ha dado lugar el presente trabajo.

2 ANTECEDENTES

La zona afectada por el calor (HAZ) de la soldadura es uno de los lugares más sensibles desde el punto de vista del comportamiento mecánico, fundamentalmente cuando se consideran aspectos relacionados con la tenacidad y la formación de microgrietas. El origen de dicho problema es la posibilidad de desarrollar tamaños de grano de austenita toscos cuando se le aplican entradas de mucho calor para mejorar la eficiencia de soldadura, en ausencia de pequeñas partículas de segunda fase que evitan el crecimiento de grano.

El crecimiento excesivo del grano de austenita (considerando tanto su valor medio como la presencia de granos grandes aislados) origina un incremento notable en la templabilidad del acero, desplazando las curvas CCT hacia tiempos más largos. Como consecuencia de esto, la microestructura final a temperatura ambiente puede presentar zonas con fases frágiles (bainitas, martensitas, granos grandes de ferrita, etc) que en ocasiones pueden reducir la resistencia del acero en esa zona o, lo que es más habitual, disminuir sensiblemente su tenacidad.

Con intención de mejorar el comportamiento mecánico de las microestructuras HAZ se pueden adoptar diferentes rutasⁱⁱⁱ. Algunas de ellas se refieren al control del tamaño del grano de austenita a través de la acción del efecto de anclaje que ejercen algunas partículas insolubles a las temperaturas a las que se encuentra la HAZ (habitualmente se suele tratar de precipitados finos de nitruros de titanio). Otra posibilidad es desarrollar bajas temperaturas de transformación fomentando nucleaciones intergranulares de la ferrita, dirigidas al refinado microestructural, independientemente de que el grano de austenita haya crecido.

La ferrita acicular producida por nucleación intergranular es una microestructura preferible en soldaduras de acero para construcción. Con intención de lograr este tipo de microestructuras también en el HAZ, se han desarrollado últimamente aceros de partículas inoculadasⁱⁱⁱ. Por otro lado, en trabajos recientes con aceros microaleados de carbono medio utilizados en aplicaciones de forja, se han obtenido microestructuras de ferrita acicular con propiedades mecánicas mejoradas^{iv,v,vi}.

Teniendo en cuenta que la ferrita acicular y la bainita se forman en un rango de temperaturas similar, y considerando las bajas propiedades de resistencia mostradas frecuentemente por la microestructura de bainita, se requiere un mayor conocimiento de los mecanismos que controlen la formación de ferrita acicular en detrimento de la bainita. Se han propuesto varios factores para favorecer el desarrollo de la ferrita acicular: gran tamaño de grano de austenita^{vii,viii}, inutilización del límite de grano generando una fina capa de ferrita alotriomórfica^{ix,x}, segregando elementos de aleación al límite de grano^{xi,xii} y el control de la densidad y composición de las inclusiones responsables de la nucleación de la ferrita acicular^{xiii, xiv}.

La ferrita acicular es una microestructura con un mecanismo de transformación similar al de la bainita, con la única diferencia de que nuclea intergranularmente en inclusiones, en lugar del límite de grano como ocurre en la bainita^{xv}. Esta diferencia en el lugar de nucleación de cada fase da como resultado distinciones morfológicas entre la ferrita acicular y la bainita. Mientras esta última crece en series de láminas paralelas de ferrita con la misma orientación cristalográfica naciendo desde el límite de grano de la austenita, la primera crece como unidades individuales de ferrita cuyo origen está en las inclusiones no metálicas presentes en la matriz del acero. Esta diferencia cristalográfica adquiere una gran importancia cuando se consideran aspectos relacionados con la tenacidad y la propagación frágil de grietas.

El límite elástico de la bainita/ferrita acicular se puede expresar mediante diferentes ecuaciones empíricas^{xv}. En todas ellas, un primer término tiene en cuenta la fricción debida a la red cristalina del hierro. Una serie de términos recogen el efecto endurecedor de los diferentes elementos presentes en solución sólida. En el caso de la ferrita, el término más importante, tanto en el límite elástico como en la resistencia a la tracción, es el asociado al tamaño de grano y se cumple una ley de del tipo Hall-Petch^{xvi}. En el caso de la bainita, además de la fricción de la red y el efecto de la solución sólida hay un endurecimiento debido a la contribución de las dislocaciones producidas durante la transformación^{xvii}, un efecto de los posibles carburos y finalmente el efecto del tamaño de las unidades ferríticas.

En lo que respecta a la tenacidad de la bainita o la ferrita acicular, diversos trabajos indican que la temperatura de transición entre el comportamiento dúctil y el

frágil depende del tamaño del paquete bainítico^{xviii}. En esta microestructura el paquete define la distancia que puede crecer una microgrieta frágil (siguiendo los planos de clivaje) sin modificar su orientación.

Predecir a partir de la microestructura las propiedades mecánicas de un acero ferrítico es relativamente sencillo, puesto que se relacionan con una magnitud (tamaño de grano) en general fácil de medir. En la predicción de las propiedades mecánicas de estructuras bainíticas o de ferrita acicular, la dificultad surge a la hora de definir y de medir las unidades microestructurales que con su tamaño controlan las propiedades mecánicas. La dificultad viene dada por el tamaño de los constituyentes microestructurales involucrados que obligan a recurrir a técnicas de microscopía electrónica de transmisión para su observación. Pero además, en el caso de la tenacidad, la situación se complica puesto que lo más probable es que una vez definido el parámetro microestructural controlante no sea suficiente con la determinación de su tamaño medio y se precise conocer la distribución de tamaños, tal como se comenta a continuación.

El proceso de fractura frágil por clivaje se atribuye a la nucleación de una grieta y su posterior propagación de ésta en la matriz circundante. Este proceso puede dividirse en tres etapas^{xix, xx}.

- Primera etapa: nuclea una grieta aguda a través de la rotura de un constituyente microestructural. Este puede ser una inclusión frágil (de carácter cerámico) o una fase dura (martensita, bainita, etc.).
- Segunda etapa: propagación de la microgrieta a través de la intercara partícula-matriz.
- Tercera etapa: propagación de la microgrieta a través de intercaras matriz-matriz.

Las dos primeras etapas están relacionadas con la limpieza del acero y el tipo de partículas de segunda fase presentes en él. En la tercera etapa, que es crítica para la progresión de la grieta en el material interviene la microestructura y las barreras frente a la propagación lo constituyen las juntas de alta desorientación. Estas obligan a la microgrieta a cambiar de plano microscópico de propagación para acomodarse a las

nuevas condiciones cristalográficas impuestas al pasar de un grano a otro. Es en esta etapa donde interviene el tamaño de la unidad microestructural.

La tensión mínima (tensión crítica para el clivaje) necesaria para sobrepasar estos obstáculos que son las juntas de gran ángulo viene definida por la energía asociada a la intercara y por la separación entre ellas dentro de la microestructura de acuerdo con la ecuación propuesta por Griffith^{xxi}.

Una vez que la grieta ha conseguido superar varios de estos obstáculos su longitud, unida al estado local de tensiones, es capaz de llevar a la propagación catastrófica y la fractura total. Sin embargo, el proceso tiene que ser dinámico para que tenga éxito^{xxii} y por ello requiere que las tres etapas mencionadas anteriormente se sucedan una tras otra ininterrumpidamente. Si la microgrieta se para en una de ellas, se produce el enroscamiento de la grieta y sería necesario una nueva nucleación en otro lugar para reactivar el proceso.

Por ello, el objetivo en el diseño microestructural es la producción de una microestructura de forma que, para un acero con una distribución dada de inclusiones y/o carburos capaces de nuclear microgrietas, la microestructura sea capaz de impedir que éstas alcancen la longitud crítica necesaria para la propagación catastrófica. A la hora de realizar este diseño microestructural para la obtención de propiedades mecánicas mejoradas es preciso la definición de una “unidad ferrítica” que, por lo menos, desde el punto de vista de la tenacidad, juegue el mismo papel que el tamaño de grano de ferrita de las microestructuras ferrito-perlíticas en los aceros de bajo carbono. En este sentido, el tamaño de la “unidad ferrítica” es sensiblemente menor en estructuras de ferrita acicular (placas individuales) que en estructuras bainíticas (paquetes de placas débilmente desorientadas entre sí). De ahí la ventaja de la ferrita acicular en el acero, frente a la bainita.

Los modos propuestos para explicar el papel de las inclusiones en la nucleación de la ferrita se pueden resumir así: la creación de los campos de tensión-presión alrededor de las partículas^{xxiii,xxiv}, variaciones locales de la composición química de la austenita que rodea las partículas^{xxv,xxvi} y un buen entramado de unión entre inclusión y ferrita^{v,vi}.

El CEIT viene trabajando en los últimos años en la producción de microestructuras de ferrita acicular en aceros microaleados de forja con el fin de obtener combinaciones de propiedades mecánicas tras un enfriamiento controlado directamente tras el conformado en caliente que evita la necesidad de aplicar costosos tratamientos térmicos. Este trabajo ha dado como fruto la defensa de tesis doctorales^{iv,xxvii,xxviii}, de dos patentes de explotación junto con la empresa GSB y de un conjunto de publicaciones (varias de ellas citadas previamente). Por otro lado, se ha analizado la posibilidad de obtener de forma masiva microestructuras de ferrita acicular en la zona afectada por el calor en soldaduras promovida por partículas convencionales (MnS+CuS) presentes en un acero microaleado al vanadio obtenido mediante horno eléctrico^{xxix,xxx,xxxi}. En los últimos cuatro años, el CEIT ha participado en un proyecto CECA, financiado por la Comunidad Europea en el que, con el objetivo de producir estructuras de ferrita acicular en la soldadura y en el material base, se ha utilizado un método de inoculación de partículas de segunda fase. Para ello, se ha sustituido la adición de aluminio que viene siendo habitual para calmar el acero por la utilización de titanio. El objetivo es la producción óxidos y nitruros de titanio (fundamentalmente óxidos pequeños) capaces de inducir la formación de ferrita acicular en la chapa base. De esta forma, se pretende tener el mismo tipo de estructura en soldadura y material base y lograr productos soldados con propiedades mecánicas mejoradas.

En el presente estudio se pretende completar el trabajo realizado dentro del campo de los aceros bajos carbono soldables inoculados y no inoculados con partículas. Los aspectos a considerar serán:

- Estudio fino de la microestructura generada en la soldadura y en el material de base
- Propiedades mecánicas en ambas zonas (con especial relevancia, el comportamiento frágil)
- Relación microestructura/propiedades mecánicas
- Identificación de las unidades microestructurales básicas controlantes de los procesos de propagación frágil de grietas

3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se han utilizado varios aceros de bajo contenido en carbono ($<0.1\%$ en peso) microaleados fundamentalmente con Ti. Estos aceros se han empleado en dos soldaduras (A y B), cuyo comportamiento mecánico se ha analizado mediante ensayos COD y de tenacidad Charpy. Se ha realizado también el análisis microestructural mediante EBSD de diferentes tipos de ferritas aciculares generadas en otros dos aceros similares (1 y 2) mediante tratamientos isotérmicos realizados a 450°C . El objetivo de estas pruebas ha sido la determinación del tamaño de la “unidad ferrítica” que controla la propagación frágil de grietas.

Las superficies de fractura de las probetas ensayadas se han analizado mediante microscopía electrónica de barrido con objeto de identificar los eventos microestructurales controlantes del inicio y propagación frágil, complementando de esta forma la información obtenida mediante las técnicas de EBSD.

3.1 ENSAYOS COD Y CHARPY

Los ensayos COD se realizan para determinar la tenacidad de una pieza en condiciones en las que pueda existir previamente un defecto o grieta que se va a propagar mediante la acción de cargas externas. En el presente trabajo se han llevado a cabo ensayos COD de acuerdo con la norma BS 5762:1979 en diferentes zonas de las soldaduras. Para ello, de cada una de las soldaduras se han obtenido varias probetas con la entalla mecanizada en tres lugares diferentes: el material base, la soldadura propiamente dicha (o zona de fusión) y la zona afectada por el calor. Estos dos últimos casos se señalan en la Figura 1.

Con el fin de nuclear en la punta de la entalla una grieta muy aguda de longitud comprendida entre 2 y 3 mm, según la norma anteriormente citada, las probetas se sometieron a ciclos de fatiga en una máquina RUMUL. Una vez agrietadas, las probetas se sometieron a ensayos de flexión en tres puntos en una máquina INSTRON 4505 con control de la posición. Los ensayos se han realizado tanto en la zona de fusión de la

soldadura como en la zona afectada por el calor (HAZ) y en el material base alejado de la soldadura. Se han considerado tres temperaturas de ensayo, 20° C, -10° C y -30° C. Para cada una de estas temperaturas se ha llevado a cabo un ensayo en cada una de las tres zonas consideradas.

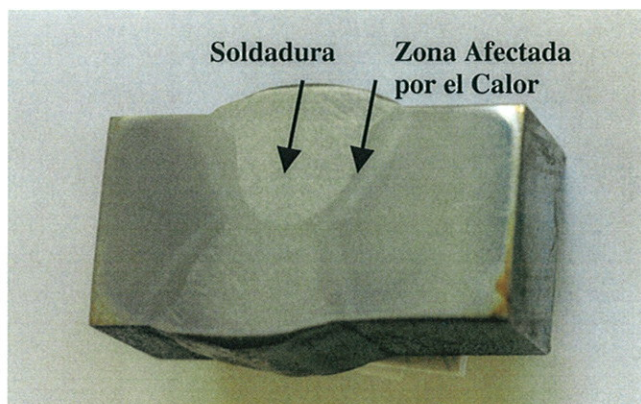


Figura 1. Posición de la punta de la entalla mecanizada en la zona de soldadura (o de fusión) y en la zona afectada por el calor respectivamente (superficie atacada con Nital 2%)

En la Figura 2 se muestran las dimensiones de las probetas utilizadas en los ensayos COD. Se ha recurrido al procedimiento de entalla en V a fin de asegurar una propagación uniforme de la grieta por fatiga a lo largo de todo el espesor de la muestra.

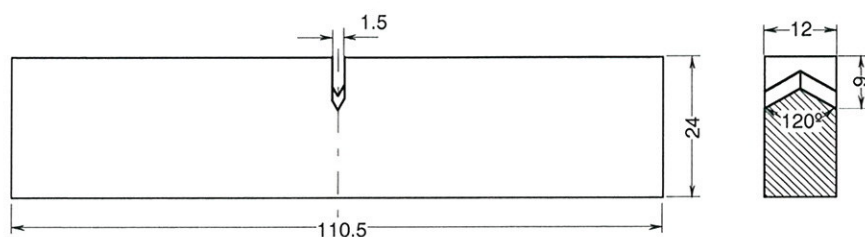


Figura 2. Geometría de la probeta utilizada en los ensayos COD

La apertura de la punta de la grieta δ se define, teniendo en cuenta la Figura 3, como la separación entre los puntos de intersección de las líneas a 45° trazadas desde la punta de la grieta con las caras de la grieta^{xxxii} en el momento en que la tensión aplicada durante el ensayo llega al primer máximo local. Cuanto más aguda sea la grieta, menor será δ y existirá un peligro mayor de que la fractura se produzca por mecanismos frágiles.

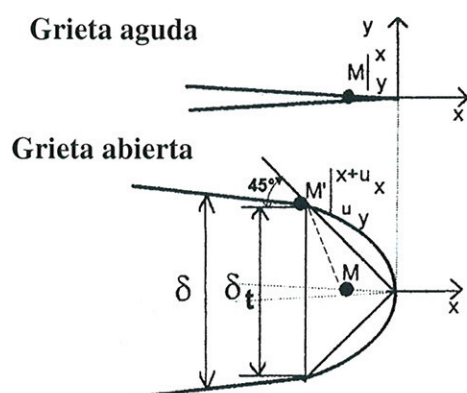


Figura 3. Definición de la apertura de la punta de la grieta en los ensayos COD

La expresión de δ viene dada por la siguiente ecuación^{xxxiii}, donde el primer sumando se corresponde con la apertura de la grieta en el régimen elástico y el segundo con la apertura en el régimen plástico:

$$\delta = \frac{K^2(1-\nu^2)}{2\sigma_y E} + \frac{0.4(W-a)V_p}{0.4W+0.6a}$$

siendo
$$K = \frac{YP}{BW^{1/2}}$$

En las expresiones anteriores W es la longitud de la probeta, B el espesor, E el módulo de Young del material, σ_y el límite elástico, ν el módulo de Poisson, a el tamaño efectivo de la grieta incluyendo la longitud de la entalla, Y se denomina coeficiente de intensidad y está tabulado en la norma en función del valor de a/W , P es el primer máximo local que alcanza la fuerza aplicada frente a la apertura del

extensómetro y V_p la apertura del extensómetro correspondiente al valor de P descontando lo que se ha abierto de forma elástica.

En la Figura 4, se muestra como se han obtenido los valores de P y V_p en el caso de una fractura frágil (caso con propagaciones inestables seguidas de crecimiento continuos de la grieta) y otra dúctil (crecimiento estable dúctil de la grieta en todo momento).

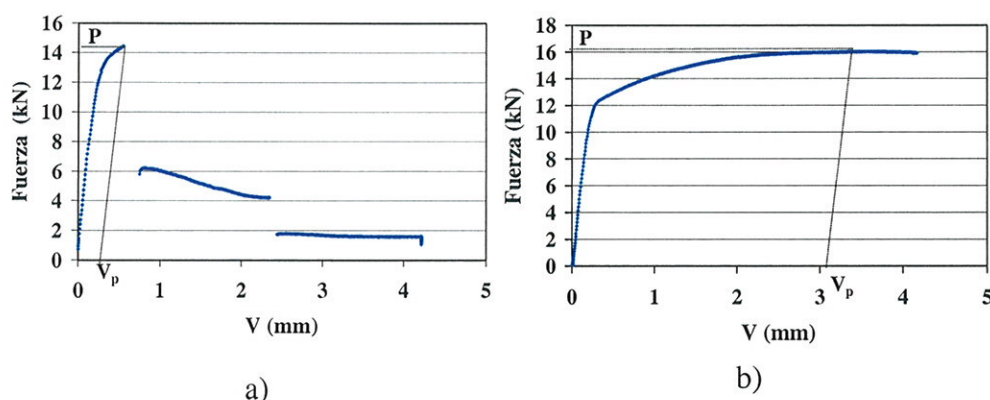


Figura 4. Cálculo de P y V_p en a) Estallido frágil en la zona de fusión de la unión B a -30°C y b) ruptura dúctil del material base de la unión B a -10°C

Por otra parte, debido a la dificultad de crear grietas por fatiga que terminen justo en la zona afectada por el calor (HAZ), lo que puede poner en duda la interpretación de los resultados de los ensayos COD obtenidos para esta zona, se mecanizaron también probetas Charpy en las dos uniones. El final de la entalla de las probetas se mecanizó justo en la zona afectada por el calor (HAZ) y se realizaron con ellas ensayos en un rango de temperaturas comprendido entre la temperatura ambiente (20°C) y -80°C .

3.2 ANÁLISIS MEDIANTE LA TÉCNICA DE EBSD

Se ha realizado una caracterización cristalográfica con aceros tratados isotérmicamente a temperaturas de formación de la ferrita acicular/bainita. Para ello se ha utilizado un aparato TSL EBSD/OIM fijado a un microscopio electrónico de barrido Philips XL30 que permite interpretar los patrones de difracción (líneas de Kikuchi)

formados por los electrones retrodispersados procedentes de un punto de la superficie de la muestra

En este trabajo, se ha llevado a cabo barridos de diferentes muestras utilizando un entramado hexagonal de puntos separados por una distancia de entre 0.4-0.5 μm . Mediante esta técnica, se han obtenido informaciones relativas a la orientación cristalográfica de los diferentes granos que se encuentran en la zona barrida, la desorientación entre juntas y las distribuciones de tamaño de grano.

Para representar la información anterior se ha utilizado preferentemente los mapas de calidad de imágenes y los mapas de colores^{xxxiv}.

Los mapas de calidad de imagen de una zona proporcionan una imagen en tonos grises de la microestructura de esa zona. Para construir los mapas de calidad de imagen, el OIM compara los patrones reales de electrones retrodispersados con los patrones teóricos y asigna un tono de gris a cada punto, más oscuro cuanto más se aleja el patrón real del teórico. De esta manera, las zonas mas distorsionadas del material, como pueden ser las juntas de grano, aparecen en estos mapas de calidad en tonos más oscuros ya que estas zonas producen patrones más difusos. Los mapas de calidad de imagen se asemejan bastante a las imágenes obtenidas por microscopía óptica de muestras atacadas con nital 2% en cuanto al revelado de juntas se refiere.

Los mapas de colores están formados por regiones monocromáticas, de tal manera que cada punto perteneciente a una misma región monocromática presenta con sus vecinos inmediatamente próximos desorientaciones inferiores a un ángulo previamente fijado por el usuario del OIM y que se denomina ángulo de tolerancia. En el presente trabajo los mapas de colores se han superpuesto a los mapas de imágenes de calidad con el fin de analizar la desorientación existente entre los granos de ferrita.

4 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE LAS SOLDADURAS

Las dos soldaduras se han caracterizado mediante microscopía óptica una vez preparadas las muestras siguiendo los procedimientos tradicionales. A continuación se muestran varios ejemplos de micrografías de la microestructura en diferentes zonas de los materiales soldados.

- **Unión A**

En la Figura 5, puede observarse la microestructura en tres zonas distintas de la unión A. El material base de esta unión está compuesto por una mezcla de ferrita alotriomórfica y zonas de perlita alineadas en la dirección de laminación del acero. Por contra, la microestructura en la zona de fusión está compuesta por largos cordones de ferrita alotriomórfica de los que surgen placas de ferrita Widmanstätten, mientras que el interior de los antiguos granos de austenita se ha transformado enteramente en ferrita acicular. La microestructura de la zona afectada por el calor (HAZ) está formada fundamentalmente por una mezcla de ferrita alotriomórfica y Widmanstätten.

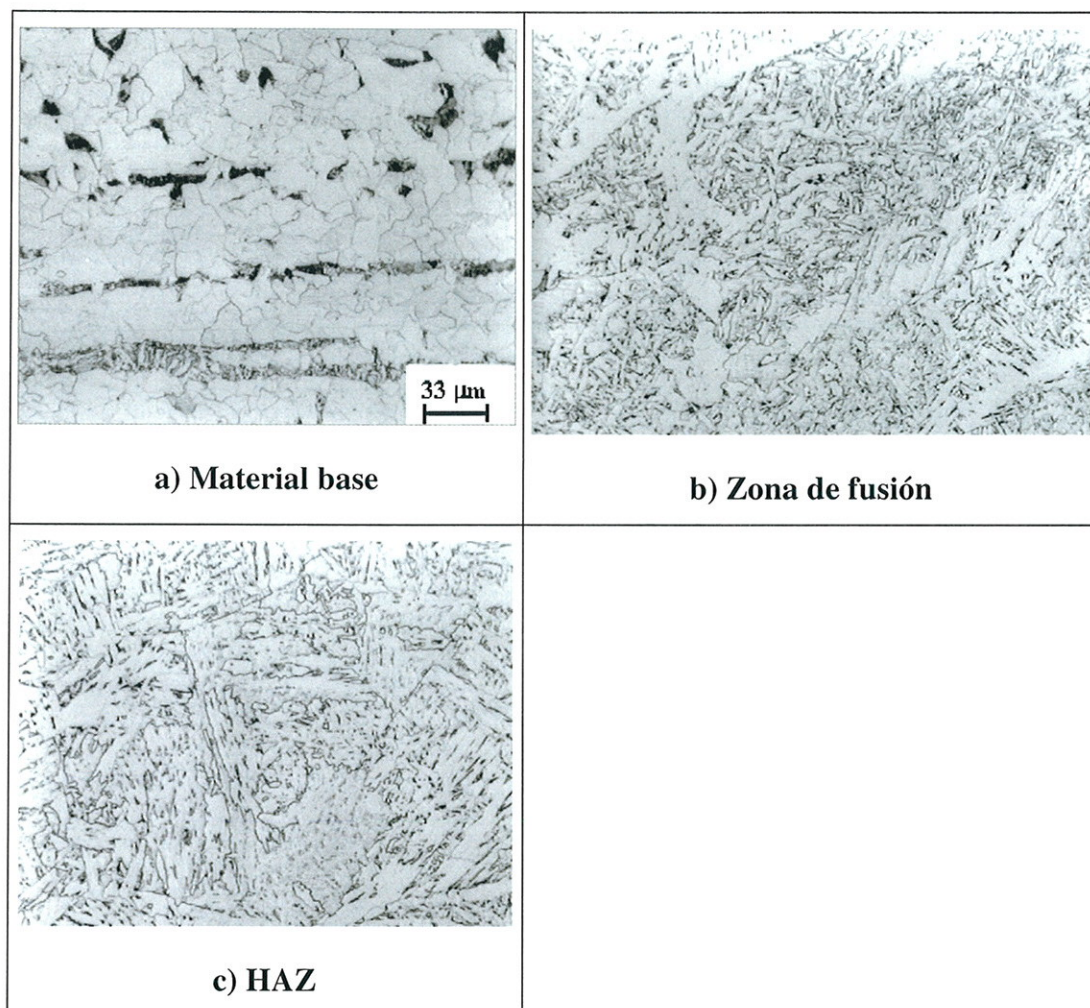


Figura 5. Ejemplos de microestructuras de la unión A correspondientes a las tres zonas de la soldadura

- Unión B**

Las microestructuras correspondientes a las diferentes zonas de la unión B se muestran en la Figura 6. A diferencia del material base utilizado en la unión A, la microestructura del material base usado en la unión B presenta menores cantidades de perlita, estando formada mayoritariamente por granos de ferrita alotriomórfica. El tamaño de los granos de ferrita del material base de esta unión es más pequeño que el de los granos de ferrita presentes en la microestructura del material base empleado en la unión A.

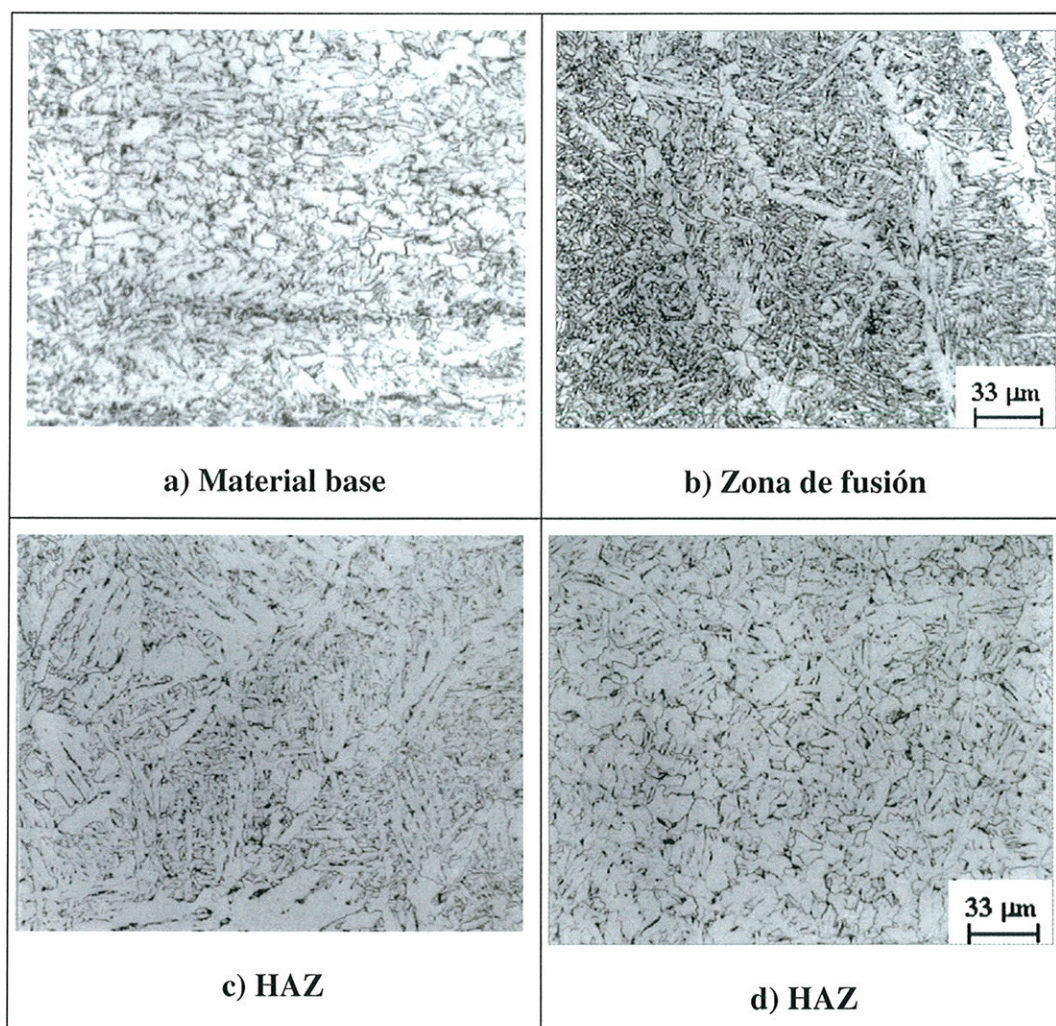


Figura 6. Microestructuras de la unión B

La microestructura en la zona de fusión vuelve a estar compuesta mayoritariamente por ferrita acicular, largos cordones de ferrita alotriomórfica y algún paquete de ferrita Widmanstätten, mientras que en la zona afectada por el calor se distinguen ahora dos zonas. La más cercana a la zona de fusión está formada por ferrita alotriomórfica y Widmanstätten, Figura 6c, mientras que entre el material base y esta primera zona se encuentra una región cuya microestructura está formada exclusivamente por granos de ferrita alotriomórfica, Figura 6d.

5 PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS SOLDADURAS

5.1 ENSAYOS DE TENACIDAD COD

Dependiendo de la temperatura de ensayo, la grieta puede propagarse de forma dúctil o frágil o de ambas formas. Dos ejemplos típicos de la propagación de las grietas en estos aceros se muestran en las gráficas de la Figura 7. En estas gráficas, se representa la fuerza tractiva aplicada frente a la apertura de la grieta medida con un extensómetro de clip.

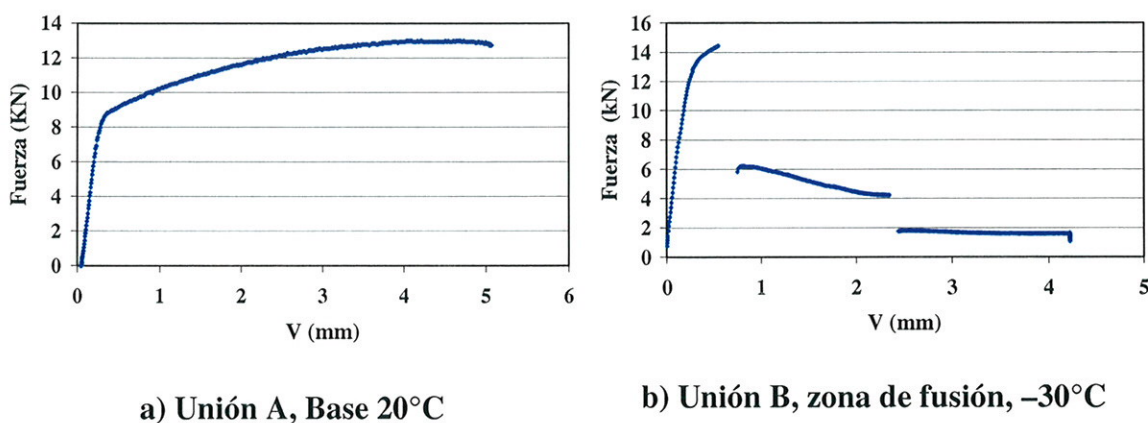


Figura 7. Fuerza aplicada en función de la apertura de la grieta en a) material base de la unión A, ensayado a 20° C y b) zona de fusión correspondiente a la unión B ensayado a -30° C

La gráfica 7a) corresponde al ensayo realizado a 20° C con el material base empleado en la soldadura A y muestra un comportamiento totalmente dúctil (la apertura se realiza de forma continua a medida que se va incrementando la fuerza aplicada). En cambio, la gráfica 7b) corresponde al ensayo realizado a -30° C en la zona de fusión de la soldadura B. En este último caso, se observa en primer lugar que el inicio de la apertura de la grieta se produce de manera elástica. En esta primera fase la grieta apenas se abre. Una vez sobrepasado el régimen elástico, la grieta continúa su apertura de

manera dúctil hasta que se produce un primer estallido frágil caracterizado por una repentina bajada de la fuerza tractiva necesaria para continuar la apertura de la grieta.

Este primer estallido frágil provoca un avance importante de la grieta sin que ésta apenas se abra. No obstante, en este ensayo en concreto, el material fue capaz de frenar en primera instancia la propagación frágil de la grieta y volver otra vez a un régimen de apertura dúctil, aunque el valor de la carga necesaria para continuar con la apertura de la grieta es mucho menor que el que venía aplicándose antes de producirse el estallido frágil. En la misma gráfica se observa un nuevo estallido frágil producido después de que la grieta haya continuado propagándose durante algún tiempo de manera dúctil. Estos estallidos esporádicos indicarían que en el material existen importantes diferencias microestructurales de unas zonas a otras.

En la Tabla I se recogen los datos obtenidos de los ensayos COD realizados en diferentes zonas de la unión A.

Tabla I. Resultados de los ensayos COD de la unión A

T (°C)	COD (mm)		
	Base	Haz	Zona de fusión
20	1.20	0.65	0.68
-10	1.10	0.6	0.53
-30	1.03	0.66	0.24

Como puede observarse en la tabla anterior, la zona de esta unión que presenta mejores valores de tenacidad se corresponde con el material base mientras que la zona de fusión presenta los peores resultados. A la temperatura de -30°C , el COD de la zona de fusión se mantiene apenas por encima de 0.1 mm, valor que se toma como referencia a la hora de separar el comportamiento frágil del dúctil.

Los resultados de los ensayos COD en la unión B pueden observarse en la Tabla II. En este caso, tanto el material base como el HAZ presentan altos valores de

tenacidad a las tres temperaturas consideradas. Por el contrario, la zona de fusión de la soldadura presenta unos valores de tenacidad relativamente bajos, estando la temperatura de transición entre el comportamiento dúctil y el frágil ($COD = 0.1 \text{ mm}$) en aproximadamente -30° C .

Tabla II. Resultados de los ensayos COD de la unión B

T ($^\circ\text{C}$)	COD (mm)		
	Base	Haz	Zona de fusión
20	1.03	0.95	0.32
-10	1.03	0.94	----
-30	0.92	1.12	0.12

5.2 ENSAYOS DE TENACIDAD CHARPY

Los resultados de los ensayos Charpy realizados con probetas procedentes de la zona HAZ se indican en la Figura 8. Como se observa en esta última figura, la zona afectada por el calor de la unión A presenta buenos valores de tenacidad con una temperatura de transición, T_{27} (temperatura correspondiente a una energía absorbida de 27 J), muy baja, alrededor de -70° C . Sin embargo, los resultados de los ensayos Charpy realizados en el HAZ de la unión B presentan una gran dispersión de valores. Así, se tienen valores de energía absorbida a 0° C inferior a los 50 J mientras que a -20° C se puede superar los 350J. De nuevo este hecho indica la presencia de heterogeneidades microestructurales con zonas que poseen una mayor tendencia al comportamiento frágil.

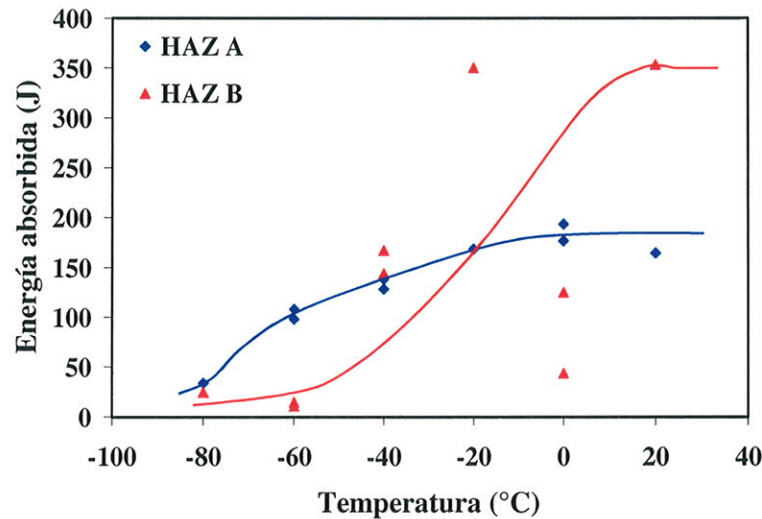


Figura 8. Ensayos Charpy en la zona afectada por el calor (HAZ) de las uniones por soldadura. Se observan importantes diferencias entre los dos materiales

5.3 ANÁLISIS FRACTOGRÁFICO

5.3.1 Ensayos Charpy

En las probetas Charpy correspondientes a las uniones soldadas se ha observado que siempre en el origen de la fractura frágil se encuentra una inclusión compuesta fundamentalmente por óxidos. Este es el caso mostrado en la Figura 9, en la que se observa un óxido de Ti roto en el origen de la fractura frágil a -60°C de una probeta Charpy con la entalla en el HAZ de la unión B. En la figura también se aprecia que la primera faceta frágil que se ha formado una vez fracturada la inclusión, es de gran tamaño, lo que indica una falta de afino microestructural.

Este comportamiento se ha reproducido en aquellos casos en los que la fractura de la probeta ha sido predominantemente frágil. Los comportamientos dúctiles, caracterizados por la presencia masiva de cavidades dúctiles en la superficie de fractura, no se han estudiado por quedar fuera de los objetivos de este trabajo.

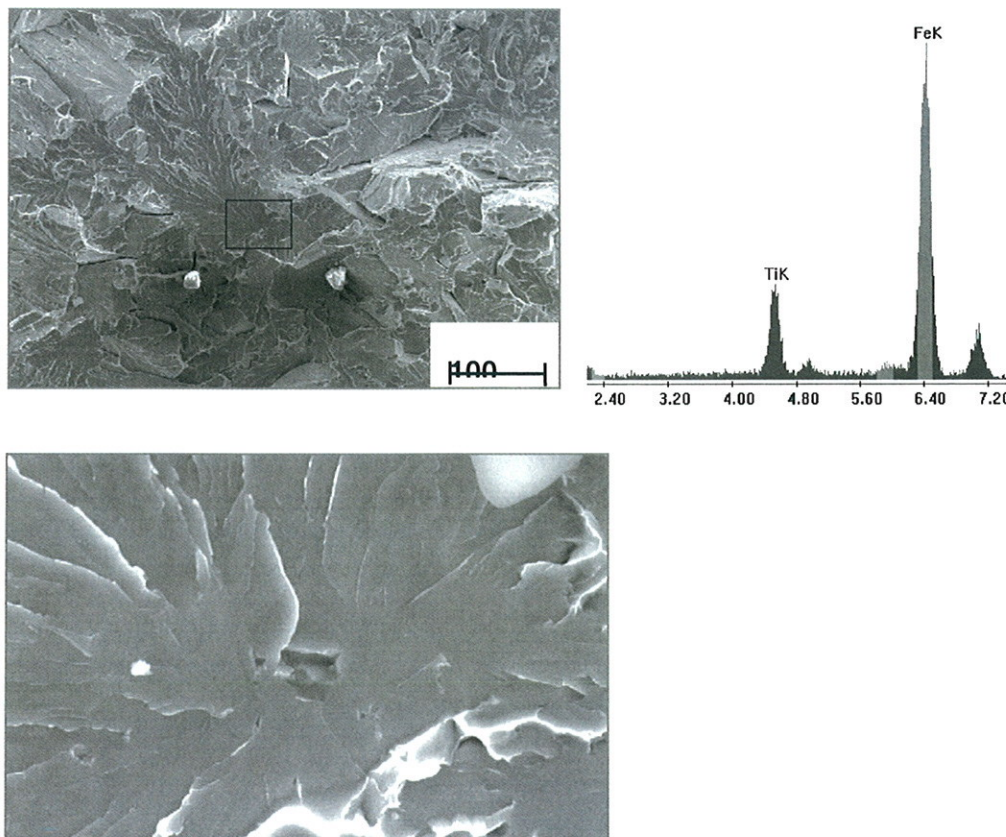


Figura 9. Origen de la fractura frágil de una probeta Charpy entallada en el HAZ de la unión B. Ensayo realizado a -60°C

5.3.2 Ensayos COD

En el caso del material base y del HAZ, la superficie de fractura de las probetas a las tres temperaturas de ensayo COD es totalmente dúctil, lo mismo ocurre con las probetas entalladas en la zona de fusión y ensayadas a 20°C .

Sin embargo, en los ensayos COD realizados en la zona de fusión de las dos uniones a -30°C , la superficie de fractura muestra un aspecto frágil desde el frente de la grieta creada por fatiga hasta una cierta distancia donde el estallido frágil se ha detenido. El avance de la grieta ha continuado entonces de forma dúctil hasta que se ha vuelto a producir otro estallido frágil que ha acabado por fracturar la probeta, Figura 10. Después de cada estallido frágil y el consiguiente avance de la grieta, la

fuerza externa aplicada a la probeta disminuye considerablemente como puede verse en la Figura 4a.



Figura 10. Superficie de fractura de una probeta COD entalla en la zona de fusión de la unión B y ensayada a -30°C

En el caso del ensayo a -10°C realizado con la probeta correspondiente a la unión A con la entalla en la zona de fusión, la superficie de fractura es similar a las ensayadas a -30°C con la diferencia de que ahora aparece una franja dúctil de unos 2 mm junto al frente de la grieta creada por fatiga, lo cual denota que el crecimiento inicial de la grieta a estas temperaturas ha sido dúctil.

La causa de que el avance frágil de la grieta pueda ser detenido tras recorrer varios milímetros (Figura 10) puede deberse al cambio de microestructura que detecta la grieta en su avance desde el cordón de soldadura (zona de fusión), donde se ha realizado la entalla de la probeta, hasta el cordón de soldadura situado en el lado opuesto, Figura 1. Entre estos dos cordones, se encuentra una franja de material cuya microestructura, en la zona más cercana a los cordones, es similar a la de la zona del HAZ, mezcla de ferrita Widmanstätten y alotriomórfica, mientras que, en el centro de esta franja, la microestructura es similar a la del material base, mayoritariamente compuesta por granos pequeños de ferrita alotriomórfica.

Probablemente, el avance frágil de la grieta se detiene al llegar a esta zona porque se encuentra con un cambio de las propiedades elástico-plásticas del material

ya que, en la zona de fusión, mayoritariamente compuesta por ferrita acicular, los valores de la tensión de fluencia y de la tensión de pico alcanzados son probablemente superiores a los alcanzados en la ferrita alotriomórfica y Widmanstätten del material base y del HAZ. Cuando la grieta alcanza el otro cordón de soldadura y por tanto se produce el cambio inverso de microestructura, la grieta cambia nuevamente su comportamiento de dúctil a frágil.

Las diferencias en el valor del COD de una zona a otra de estas uniones pueden deberse, por tanto, a las diferencias de las propiedades elástico-plásticas de las fases que componen cada una de las microestructuras y al diferente grado de refinamiento de la microestructura presente en una zona u otra. Los peores valores del COD se obtuvieron en la zona de fusión, debido posiblemente a los valores más altos del límite elástico y de la tensión de pico que presumiblemente pueden alcanzarse en esta zona. El efecto beneficioso que podría tener la presencia de una estructura de pequeño tamaño como la ferrita acicular en la zona de fusión podría verse compensado, sin embargo, por la presencia también de largos cordones de ferrita alotriomórfica en esta zona.

6 ANÁLISIS MEDIANTE LA TÉCNICA DE EBSD DE MICROESTRUCTURAS DE FERRITA ACICULAR

Se ha llevado a cabo un análisis de otros dos aceros estructurales (denotados por 1 y 2) semejantes a los utilizados en soldaduras mediante la nueva técnica de difracción de electrones retrodispersados (EBSD). El contenido en carbono del acero 1 es de 0.10% en peso mientras que el del acero 2 es de 0.07%.

Para centrar el estudio únicamente sobre microestructuras de ferrita acicular, estos aceros se sometieron a un tratamiento isotérmico a 450°C (temperatura dentro del rango de temperaturas de formación de ferrita acicular) inmediatamente después de que hubiesen sido austenizados a una temperatura de 1250°C. De esta manera se pretendía evitar la formación de otras fases ferríticas a mayores temperaturas como la ferrita alotriomórfica o Widmanstätten que dificultase el análisis de las microestructuras aciculares.

La finalidad de este estudio ha sido el determinar la unidad microestructural que controla la propagación de grietas frágiles en microestructuras de ferrita acicular.

6.1 CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL

En la Figura 11, se muestran dos imágenes obtenidas mediante microscopía óptica correspondientes a las microestructuras generadas en estos dos aceros. En el caso del acero 1, la microestructura obtenida está formada por ferrita acicular con un aspecto altamente entretejido debido a la disposición espacial caótica de las placas de ferrita. La microestructura generada en el acero 2 se encuentra también formada por ferrita acicular, aunque las placas presentan un mayor grosor que en el acero 1 y tienden a formarse algunas agrupaciones de placas paralelas.

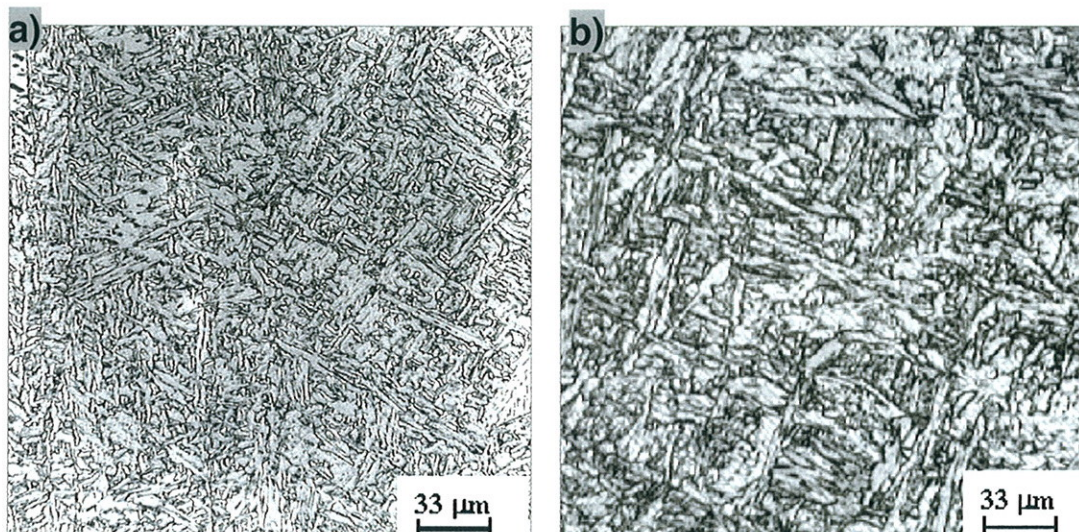


Figura 11. Microestructuras de ferrita acicular generadas en los aceros 1 y 2

6.2 DETERMINACIÓN DE LA UNIDAD MICROESTRUCTURAL QUE CONTROLA LA FRACTURA FRÁGIL

Como se expuso en la introducción, el proceso de fractura frágil de un acero puede dividirse en varias etapas: a) Nucleación de una microgrieta en algún elemento frágil del acero como partículas, fases frágiles, etc. b) Propagación de la grieta a la matriz, c) Propagación de la grieta a través de la matriz^{xix,xx}. Una vez que la grieta ha superado las dos primeras etapas, el único lugar donde puede detenerse la propagación de la grieta es en las juntas de alto ángulo. Un ejemplo de una grieta frágil iniciada en un óxido y frenada en la matriz se muestra en la Figura 12.

En este contexto, tanto la tensión necesaria para que una grieta frágil pueda superar las juntas como la temperatura de transición dúctil-frágil mantienen una dependencia con la distancia entre las juntas de grano de alto ángulo de desorientación, d , de la forma, $d^{-1/2}$ ^{xix,xx,xxxv}. La medida de esta distancia permite predecir el comportamiento de la matriz frente a la propagación de una grieta frágil ^{xxxvi}.

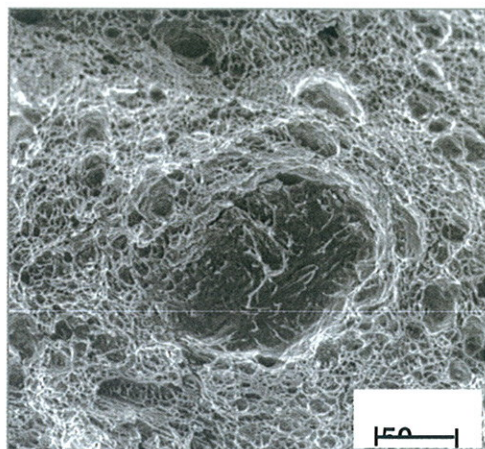
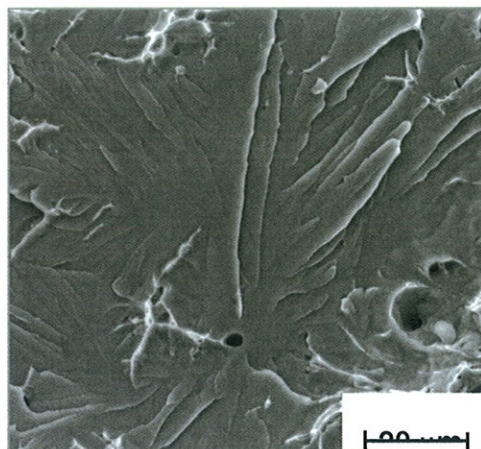
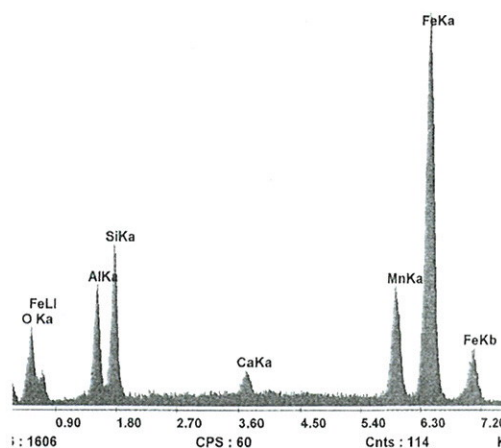

a) Isla Frágil

b) Detalle de la inclusión en la que se ha originado la fractura frágil

c) Análisis químico de la inclusión mediante EDS

Figura 12. Isla frágil originada en el acero 2 por la ruptura de un óxido múltiple compuesto por Al, Si, Mn y Ca a 20°C

Para determinar a partir de qué ángulo de desorientación las juntas de grano de ferrita son capaces de dificultar considerablemente el avance de una fractura frágil se ha realizado un análisis mediante EBSD de un perfil correspondiente a la superficie de fractura frágil del acero 2. Esta superficie se recubrió con una capa de Ni con la finalidad de proteger las facetas frágiles durante el pulido de la muestra. En la Figura 13, se muestra una imagen de calidad y dos mapas de granos en color con tolerancias de 3° y 15°, respectivamente, correspondientes a este análisis.

Comparando los dos mapas de granos en color, se observa cómo la propagación de la fractura se desvía cada vez que alcanza una junta de grano superior a los 15° , mientras que las juntas cuya desorientación es inferior a este ángulo no afectan a la dirección de propagación de la grieta. Se puede concluir por tanto, que la *unidad microestructural frente a la propagación de la fractura frágil* en estructuras de ferrita acicular, se corresponde con la distancia entre dos juntas vecinas de alto ángulo ($>15^\circ$).

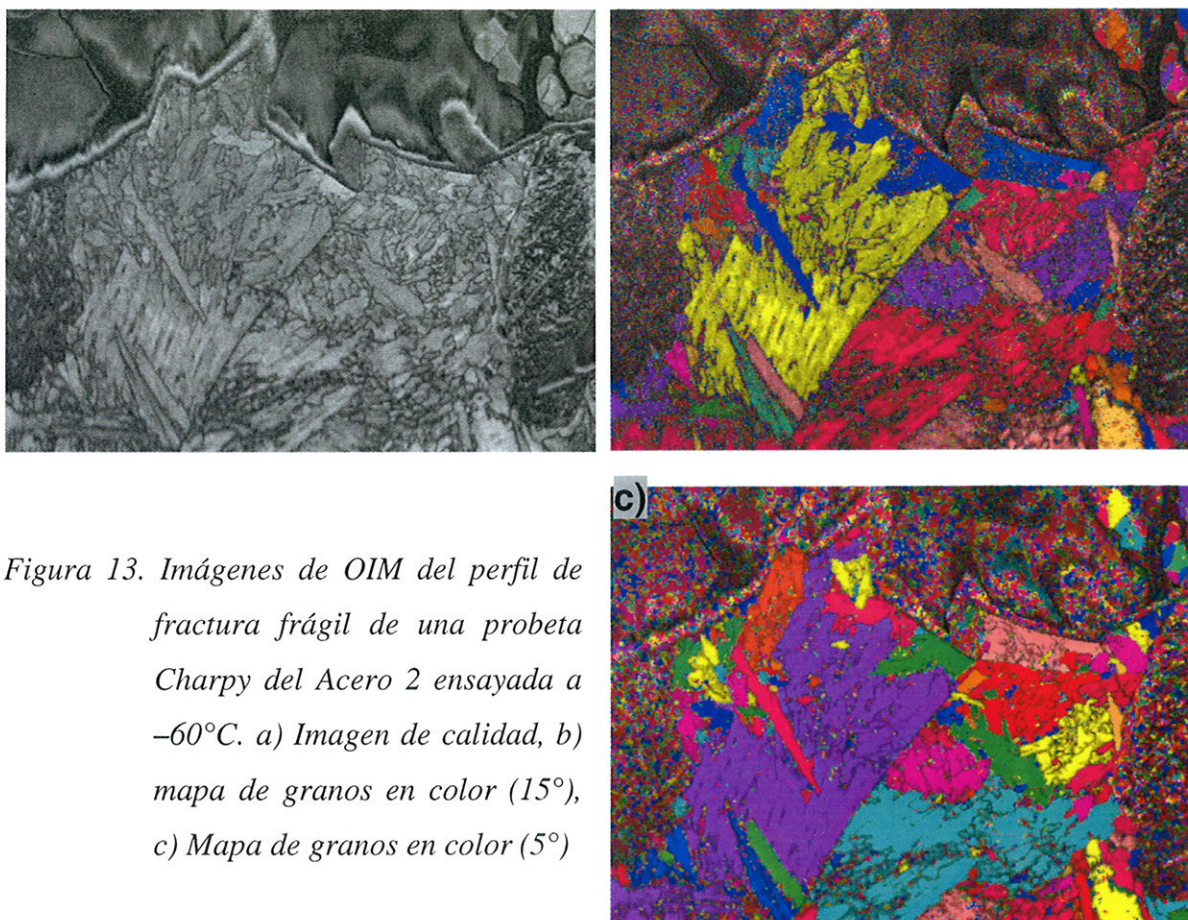


Figura 13. Imágenes de OIM del perfil de fractura frágil de una probeta Charpy del Acero 2 ensayada a -60°C . a) Imagen de calidad, b) mapa de granos en color (15°), c) Mapa de granos en color (5°)

En la Figura 14, se muestra un mapa de calidad y un mapa de granos por color con tolerancia de 15° correspondientes a cada uno de los aceros. Estos mapas permiten una visualización directa de las diferentes unidades microestructurales que controlan la fractura frágil. En el caso del acero 2 estas unidades presentan un mayor tamaño que en

el caso del acero 1. Nótese también como la imagen de calidad proporciona una imagen muy similar para cada uno de los aceros a la obtenida mediante microscopía óptica.

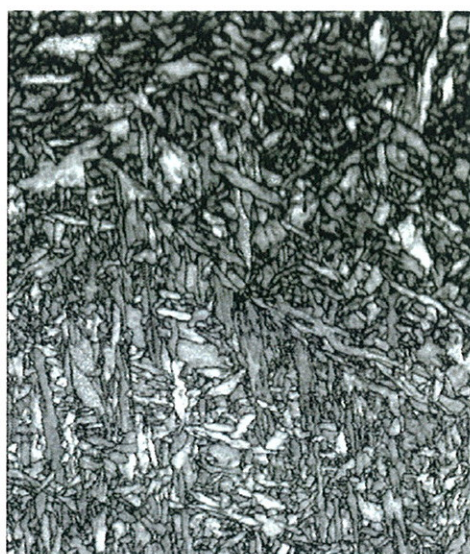
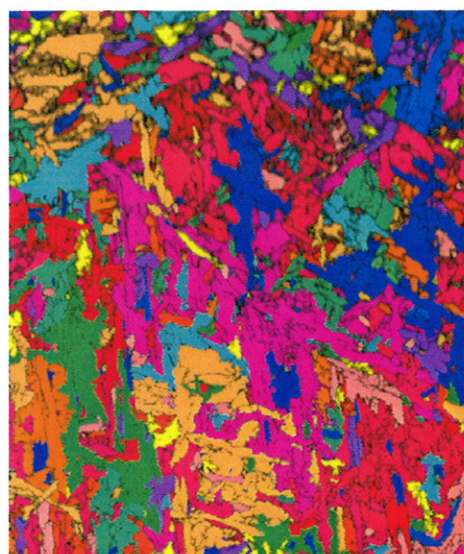
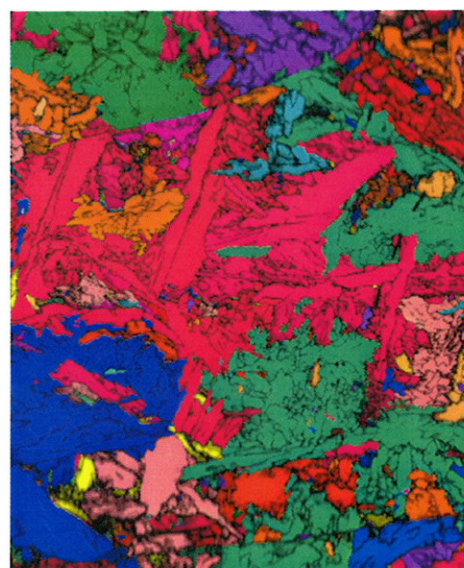
*a)**b)**c)**d)*

Figura 14. Mapas de calidad de imagen y mapas de granos por color (Tolerancia de 15°) de los aceros 1 y 2

Mediante esta técnica, se pueden trazar diferentes rectas sobre cada barrido y obtener la desorientación existente entre puntos adyacentes de la microestructura barrida mediante esta técnica que caen sobre esta recta. Un ejemplo de este tipo de caracterización se muestra en la Figura 15, en la que puede observarse la desorientación existente entre puntos que caen en una línea recta trazada de una esquina a su opuesta en el barrido correspondiente al acero 2. En la misma puede observarse también, la practica ausencia de desorientaciones comprendidas entre 20 y 45°, típico de las transformaciones en las que la ferrita y la austenita mantienen una relación de orientación de tipo K-S o N-W^{xxxvii}.

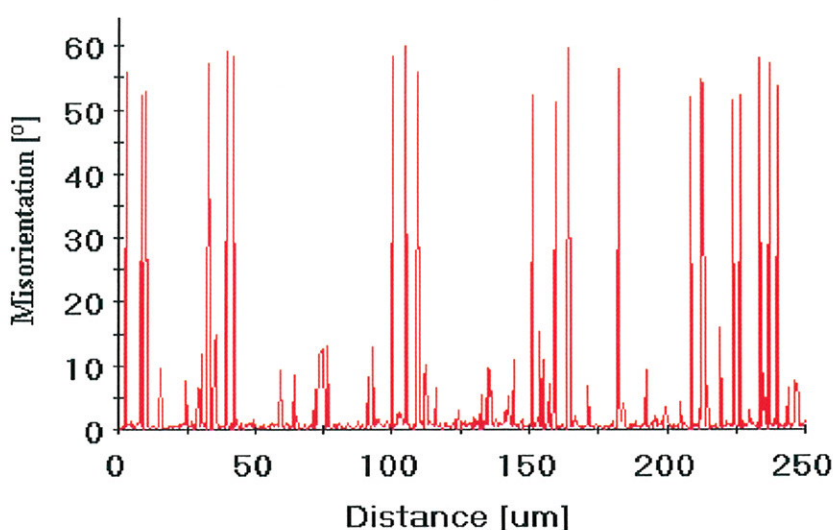


Figura 15. Perfil de desorientaciones correspondientes al acero 2

A partir de este tipo de perfiles se puede calcular la distancia media existente entre juntas de alto ángulo que en el caso del acero 1 es de 5.0 μm y para el acero 2 es de 9.9 μm . Ambos aceros presentan una temperatura de transición dúctil-frágil en ensayos Charpy similar, cercana a -55°C , a pesar de que las propiedades elástico-plásticas del acero 1 son considerablemente superiores a la del acero 2 (Tabla III) y el mayor contenido en carbono del acero 2 frente al acero 1. La menor distancia entre juntas

superiores a 15° del acero 1 con relación al acero 2 puede compensar estos dos efectos negativos en la tenacidad del acero 1.

Tabla III. Propiedades a tracción a temperatura ambiente de los aceros 1 y 2

Acero	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_{UTS} (MPa)
1	479	659
2	458	585

7 CONCLUSIONES

A continuación se enumeran las conclusiones más relevantes que se han obtenido en este trabajo.

- En la zona de fusión de soldaduras realizadas en aceros estructurales, se han generado microestructuras de ferrita acicular junto con largos cordones de ferrita alotriomórfica. En aceros similares también se han generado microestructuras mayoritariamente aciculares mediante tratamientos isotérmicos.
- Aunque la zona de fusión de las soldaduras está mayoritariamente compuesta por ferrita acicular, ésta presenta propiedades de tenacidad peores que el material base, el cual está formado mayoritariamente por una microestructura ferrítica de pequeño tamaño junto con pequeñas cantidades de perlita. Las mejores propiedades elástico-plásticas de la ferrita acicular frente a la ferrita alotriomórfica unida a la presencia de largos cordones de ferrita alotriomórfica en la zona de fusión pueden ser los causantes de la reducción de las propiedades de tenacidad en la zona de fusión en comparación con el material base.
- Las nuevas técnicas de EBSD se muestran adecuadas para caracterizar la unidad microestructural que controla la fractura frágil en aceros con microestructuras de ferrita acicular. Ésta se encuentra formada por placas de ferrita acicular adyacentes con una desorientación inferior a 15°.

8 AGRADECIMIENTOS

Este trabajo se ha realizado gracias a la ayuda recibida por la Fundación “Domingo Martínez” en la convocatoria correspondiente al curso académico 2001/2002.

9 REFERENCIAS

-
- ⁱ. S. R. Cheng, S. C. Wang y R. H. Hsieh, Proc. Int. Conf. Processing, microstructure and properties of microalloyed and other modern HSLA steels, ISI, (1992), PP. 435-441
 - ⁱⁱ. M. Enomoto, Thermec'97, Int. Conf. on Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials, (1997), pp. 427-433.
 - ⁱⁱⁱ. J. M. Gregg y H. K. D. H Bhadeshia: Acta Mater, (1997), vol. 45, nº 2, pp. 739-748
 - ^{iv}. J. L. Romero, Tesis Doctoral, 1996, Escuela Superior de Ingenieros Industriales, Universidad de Navarra, San Sebastián.
 - ^v. I. Madariaga e I. Gutiérrez: Scripta Mater., 37, (8), (1997), pp. 1185-1192
 - ^{vi}. I. Madariaga, J. L. Romero e I. Gutiérrez: Metall. Trans., March (1998)
 - ^{vii}. F. J. Barbaro, P. Kraulis y K. E. Easterling,: Mater. Scie. Technol, (1989), vol. 5, pp. 1057-1068
 - ^{viii}. R. A. Farrar, Z. Zhang, S. R. Bannister y G. S. Barrite: J. Mater. Sci, (1993), 28, pp. 1385-1390
 - ^{ix}. J. R. Yang y H. K. D. H Bhadeshia: Proc. Int Conf. Advances in Welding Science and Technology, ASM, Cleveland, OH, (1987), pp. 209-213
 - ^x. S. S. Babu y H. K. D. H Bhadeshia: Mater. Scie. Eng., (1992), A 156, pp. 1-9
 - ^{xi}. A. O. Kluken, O. Grong y G. Rorvik: Metall. Trans., (1990), vol. 21 A, pp. 2047-2058
 - ^{xii}. K. Yamamoto, T. Hasegawa y J. Takamura: ISIJ International, (1996), vol. 36, nº 1, pp. 80-86
 - ^{xiii}. P. L. Harrison y R. A. Farrar: J. Mater. Sci., (1981), vol. 16, pp. 2218-2226

- xiv. J.H. Shim, Y.W. Cho, S.H. Chung, J.D. SMI y D.N. Lee, *Acta Mater.*, (1999), vol. 47, pp. 2751-2760.
- xv. H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels*, The Institute of Metals, London, (1992), p. 291
- xvi. T. Gladman , (1997), *The Physical Metallurgy of Microalloyed steels*. The Institute of Materials.
- xvii. Young C.H. and Bhadeshia H.K.D.H. (1994), *Materials Science and Technology*, Vol. 10, pp 209-214.
- xviii. Pickering F.B. (1993), *Materials Science and Technology*, Ed. Cahn et al., Vol. 7, pp. 45-94.
- xix. M. A. Linaza, J. L Romero, J. M Rodriguez-Ibabe and J. J. Urcola, *Scripta Met*, vol. 29, 1993, pp. 1217-1222.
- xx. J. M. Rodríguez-Ibabe, *Microalloying in Steels*, Eds. J.M. Rodriguez-Ibabe, I. Gutierrez and B. López, *Materials Science Forum Vols. 284-286*, Eds., Trans Tech Publications Ltd, Switzerland, 1998, pp 51-62.
- xxi. J. H. Tweed and J. F. Knott: *Met. Sci.* , 1983, 17, 45-54.
- xxii. J. H. Tweed y J. F. Knott: *Acta Metall.*, (1987), vol. 35, pp. 1401-1414.
- xxiii. G. S. Barritte y D. V. Edmonds: *Advances in the Physical Metallurgy and Applications of Steel*, (1982), Londres, The Metals Society, pp. 126-135
- xxiv. B. Ralph: *Mater. Sci. Technol.*, (1990), vol. 6, pp. 1139-1144
- xxv. R. A. Farrar y M. N. Waston: *Met. Constr.*, (1979), vol. 11, pp. 285-286
- xxvi. R. A. Ricks, P. R. Howell y G. S. barritte: *Journ. Mater. Sci.*, (1982), vol. 17, pp. 732-740

-
- xxvii. M. A. Linaza, Teis Doctoral, (1994), Escuela Superior de Ingenieros Industriales, Universidad de Navarra, San Sebastián,
- xxviii. I. Madariaga, Tesis Doctoral, (1999), Escuela Superior de Ingenieros Industriales, Universidad de Navarra, San Sebastián
- xxix. M. Díaz-Fuentes, I. Madariaga, J. M. Rodríguez Ibabe e I. Gutierrez. J. Constrct. Steel Res., (1999), vol. 46, pp. 413-414
- xxx. M. Díaz-Fuentes, I. Madariaga and I. Gutiérrez, "Acicular Ferrite Microstructures and Mechanical Properties in a Low carbon Wrought Steel", Materials Science Forum Vols. 284-286, 1998, pp. 245-252
- xxxi. M. Díaz-Fuentes, I. Madariaga and I. Gutiérrez, "Acicular Ferrite Microstructure Formation in Low and Medium Carbon Steels", Proc. J.J. Jonas Symposium, COM'2000, met. Soc. 20-23 august, 2000, Ottawa, Canada
- xxxii. D. P. Miannay, *Fracture Mechanics*, 1º ed, New York: Springer Verlag, (1998)
- xxxiii. S. A. Meguid, *Engineering Fracture Mechanics*, Elsevier Applied Science, (1989), p. 239
- xxxiv. "TSL CEIT Academy on Electron Backscatter Diffraction and Orientation Imaging Microscopy and their Application", Curso organizado por CEIT y TSL, San Sebastián, Junio 1999
- xxxv. T. Gladman, D. Dulieu y I. D. McIvor, "Structure-Property Relationship in High-Strength Microalloyed Steels", proc. Conf. Microalloying 75 (1975)
- xxxvi. M.A. Linaza, J.M. Rodríguez Ibabe y J.J. Urcola, Fatigue Fract. Engng Mater. Struct. Vol. 20 (1997), pp. 619-632.
- xxxvii. A. F. Gourgues, H. M. Flower y T. C. Lindley, Mat. Sci. Tech., 16, (2000), pp. 26-40



UTILIZACIÓN DE ESTRUCTURAS DE FERRITA ACICULAR PARA LA MEJORA DE LA TENACIDAD EN SOLDADURAS DE ACERO

J.M. Rodríguez Ibabe, CEIT, P. M. Lardizabal 15, 20018-San Sebastián

Resumen

El objetivo del trabajo ha sido el de analizar cómo se pueden aprovechar las características de las microestructuras formadas por ferrita acicular para conseguir incrementar la tenacidad de las estructuras soldadas. Con objeto de favorecer la formación de ferrita acicular, en el estudio se han utilizado aceros microaleados con Ti.

La caracterización mecánica se ha llevado a cabo a través de ensayos de tenacidad COD y ensayos Charpy, analizando tanto el comportamiento de la soldadura, HAZ y material base. Para la caracterización microestructural se ha recurrido tanto a la microscopía óptica como a la microscopía electrónica de barrido con la técnica de EBSD.

Desde el punto de vista de la mejora de la tenacidad interesa conseguir que la temperatura de transición dúctil-frágil se desplace lo más posible hacia temperaturas bajas. Ello se logra disminuyendo la unidad microestructural controlante de la fractura frágil. Los estudios realizados mediante EBSD en los perfiles de fractura de las probetas señalan que en el caso de la ferrita acicular dicha unidad microestructural corresponde a la distancia entre dos juntas vecinas de alto ángulo de desorientación cristalográfica. Se considera que dicho límite se encuentra próximo a los 15° de desorientación.

La comparación entre los estudios mediante microscopía óptica y mediante EBSD de las ferritas aciculares pone de manifiesto que no siempre éstas poseen unas desorientaciones superiores a los 15° , con lo cual no se logra todas las mejoras en la tenacidad que hubiese sido de esperar inicialmente. Esto no es óbice para que dichas estructuras permitan lograr mejores comportamientos elasto-plásticos, pero su presencia no es suficiente para asegurar una mejor tenacidad. Para ello, deben conseguirse ferritas aciculares que entre juntas posean grandes desorientaciones cristalográficas para poder detener la propagación de microgrietas frágiles.