

RELACIÓN ENTRE EL COMPORTAMIENTO A FRACTURA Y LA UNIDAD MICROESTRUCTURAL EN MICROESTRUCTURAS BAINÍTICO/ACICULARES

M. Díaz-Fuentes e I. Gutiérrez

Departamento de Materiales, CEIT y TECNUN, Paseo de Manuel Lardizábal, 15, 20018, San Sebastián

Resumen. En el presente trabajo, mediante el empleo de las técnicas de EBSD se ha definido la unidad microestructural que controla la propagación frágil de grietas en microestructuras de ferrita acicular utilizando para ello un acero de bajo contenido en carbono producido en laboratorio. Por otro lado, a través de tratamientos isotérmicos se han generado microestructuras con diferentes porcentajes de ferrita acicular y bainita en un acero estructural comercial que presentaba una estructura ferrito-perlítica a la salida de fábrica. Teniendo en cuenta los resultados previos obtenidos mediante EBSD, se han analizado comparativamente las tenacidades, obtenidas en ensayos Charpy, de estas microestructuras.

Abstract. In this paper, the microstructural unit controlling the brittle fracture propagation in acicular ferrite microstructures has been defined by means of EBSD techniques using a low carbon steel produced in laboratory. On the other hand, microstructures consisting of mixtures of different percentages of acicular ferrite and bainite have been generated in a commercial structural steel. This steel presented a ferrite-pearlite microstructure in the as-rolled condition. Taking into account the previous results obtained by EBSD, the toughness of these microstructures obtained by means of Charpy tests have been compared.

1. INTRODUCCION

Con el fin de mejorar las propiedades mecánicas de los aceros estructurales, en los últimos años se viene considerando la posibilidad de producir microestructuras de ferrita acicular y/o bainitas como alternativas a la clásica microestructura ferrito-perlítica [1]. La ferrita acicular y la bainita se forman en el mismo rango de temperaturas y mediante el mismo mecanismo de transformación. La principal diferencia entre ambas fases reside en que la nucleación de ferrita acicular se inicia en las inclusiones presentes en el acero, mientras que la nucleación de bainita ocurre en las juntas de grano de austenita. La bainita presenta una morfología de paquetes compuestos por placas paralelas con desorientaciones cristalográficas bajas mientras que la morfología de la ferrita acicular es por lo general más caótica con placas orientadas en diferentes direcciones [2].

Como se sabe, la tenacidad de un acero depende entre otros factores de la densidad de juntas de alto ángulo presentes en su microestructura ya que estas juntas pueden deflectar considerablemente las grietas frágiles, llegando incluso a detener su propagación y provocar su enroscamiento si el tamaño de la misma no excede un tamaño crítico [3]. Generalmente se atribuye a la ferrita acicular una mayor densidad de juntas de alto ángulo que a las microestructuras bainíticas y por tanto una mejor tenacidad [4]. La unidad microestructural que controla la tenacidad de una microestructura bainítica ha sido identificada por algunos autores con el paquete bainítico [5,6]. Sin embargo, debido a su mayor complejidad, en las microestructuras de ferrita acicular no se ha podido hasta ahora definir de forma precisa y caracterizar esta unidad microestructural.

La ferrita acicular se asocia principalmente con las soldaduras, donde su formación se ve favorecida por la alta densidad de óxidos así como por los grandes tamaños de grano de austenita generados ambos durante el proceso de soldadura. En las soldaduras se reconoce el efecto beneficioso que la ferrita acicular tiene en las propiedades mecánicas [7]. Desde hace unos años, se vienen haciendo esfuerzos para producir microestructuras aciculares no sólo en las soldaduras de aceros estructurales sino también en el material base con el propósito de mejorar su resistencia y tenacidad [8]. La ferrita acicular se considera también como una alternativa cuando no es posible, por las condiciones del proceso, lograr un refinamiento suficiente del tamaño de grano de austenita durante la laminación en caliente del acero.

La producción de ferrita acicular requiere de una distribución apropiada de inclusiones dentro del material. Para alcanzar este objetivo, se ha propuesto la inoculación de partículas en aceros estructurales, basadas principalmente en prácticas de desoxidación con Ti [2]. Por otro lado, se ha constatado, en aceros de bajo y medio contenido en carbono producidos industrialmente, que la presencia natural de partículas compuestas por un núcleo de MnS recubierto por una capa de CuS favorecen la nucleación de ferrita acicular [9,10].

En el presente trabajo se han generado mediante tratamientos isotérmicos estructuras de tipo acicular y bainíticas en un acero producido industrialmente con una microestructura de partida ferrito-perlítica. Tras su caracterización mecánica, se han empleado las técnicas

de EBSD para definir y cuantificar la unidad microestructural que controla la propagación de grietas en microestructuras de ferrita acicular/bainita.

2. MATERIAL Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

En la Tabla 1 se recoge la composición química de los aceros utilizados. El acero A fue producido en laboratorio y desoxidado con Ti, mientras que el acero B fue producido industrialmente a partir de material proveniente de chatarra.

Tabla 1. Composición química de los aceros.

%Peso	Acero A	Acero B
C	0.069	0.10
Si	0.19	0.19
Mn	1.51	0.96
S	0.004	0.009
P	0.012	0.014
Al	0.003	0.006
Cu	0.20	0.38
Ni	0.51	0.28
Ti	0.015	----

Del acero A se obtuvieron muestras de dimensiones 11 x 11 x 56 mm que fueron austenizadas a 1250°C durante 45 minutos e inmediatamente templadas en un baño de sales, donde se mantuvieron durante diferentes tiempos a una temperatura de 450°C, interrumpiéndose finalmente la transformación mediante temple en agua. Con el acero B se empleó el mismo procedimiento pero utilizando como temperaturas de austenización 1250°C y 1050°C y una temperatura de tratamiento isotérmico de 350°C.

Algunas de las muestras se pulieron y atacaron posteriormente con Nital 2% para su observación mediante microscopía óptica. Otras se pulieron además con una solución de sílice coloidal y se analizaron mediante técnicas de difracción de electrones retrodispersados (EBSD) en un SEM Philips XL30 equipado con un sistema TSL MSC 2200 EBSD.

A través de ensayos de tracción y ensayos de tenacidad Charpy, se ha determinado el comportamiento mecánico de algunas de las microestructuras generadas. Los ensayos de tracción se realizaron a temperatura ambiente en una máquina INSTRON 4505 a una velocidad de deformación de 10^{-3} s^{-1} . Las probetas Charpy se mecanizaron con unas dimensiones de 10 x 10 x 55 mm y se ensayaron de acuerdo con la norma estándar ASTM [11]. Algunas de las superficies de fractura se examinaron mediante SEM y EBSD.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Determinación de la unidad microestructural en microestructuras de ferrita acicular

El acero A se ha utilizado para determinar la unidad microestructural que controla la propagación frágil de grietas en estructuras de ferrita acicular. En la Fig. 1 se muestran dos estadios de la evolución de la

microestructura de este acero durante el tratamiento isotérmico a 450°C. En la misma se aprecia como la transformación se inicia esencialmente en el interior de los granos de austenita con la formación de placas de ferrita con diferentes orientaciones espaciales. En trabajos previos con este acero [8,12], se ha observado que la nucleación de ferrita acicular tiene lugar en inclusiones compuestas fundamentalmente por óxidos de Ti y Mn. La transformación progresa mediante la nucleación secundaria de placas de ferrita sobre estas placas iniciales dando lugar finalmente a la microestructura acicular que se muestra en la Fig. 1b.

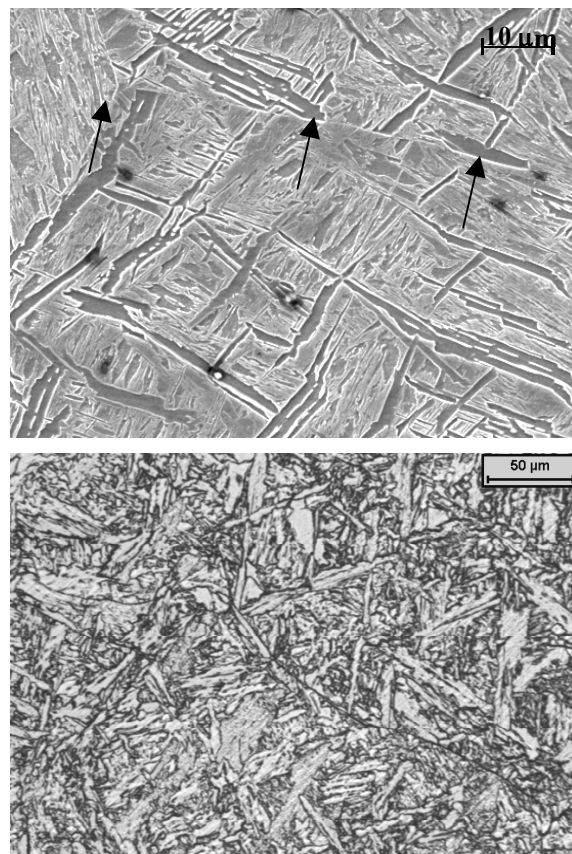


Fig. 1. Evolución de la microestructura durante el tratamiento isotérmico a 450°C a) tras 8s de transformación, mediante flechas se indica una antigua junta de grano de austenita, b) Microestructura final obtenida tras 3 min. de transformación.

En el caso de la ferrita poligonal, la unidad microestructural que controla la propagación frágil de grietas se ha relacionado con el tamaño de grano de ferrita [4] mientras que en las microestructuras bainíticas, se ha relacionado con el tamaño de paquete bainítico [5,6]. Por el contrario, la complejidad morfológica de la ferrita acicular, no ha permitido hasta la fecha relacionar la unidad microestructural con algún parámetro morfológico de igual modo que para la ferrita poligonal o la bainita. Para salvar este problema, en este trabajo se ha relacionado directamente la unidad microestructural de la ferrita acicular con las características cristalográficas de esta microestructura,

en concreto con el conjunto de placas de ferrita delimitado por juntas de alto ángulo. Para ello se han empleado las técnicas de EBSD.

En la Fig. 2 se muestra en primer lugar la distribución de desorientaciones de juntas de grano de esta microestructura. La principal característica de esta distribución es la práctica ausencia de desorientaciones en el rango aproximado de 17 a 45°. Esta particularidad se debe a la existencia de una relación de orientación cristalográfica entre las placas de ferrita acicular (o bainita) y el grano de austenita donde éstas se han formado (de tipo Kurdjumov-Sachs o similar) [2]. Esta característica de la distribución produce una división natural entre juntas de alto y bajo ángulo.

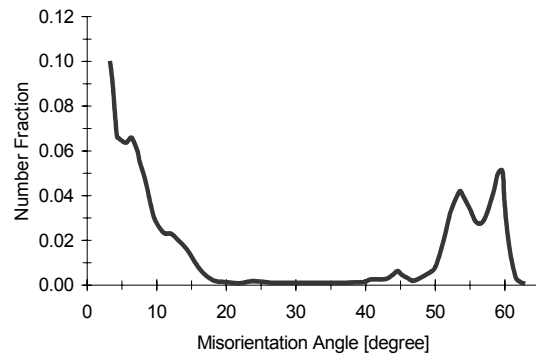


Fig. 2. Distribución de desorientaciones de juntas de grano de ferrita.

Para analizar cual es el efecto de las diferentes juntas de grano sobre la propagación frágil de la fractura, se ha examinado mediante EBSD el perfil de fractura frágil de probetas Charpy correspondientes a este acero. En la Fig. 3 se muestra un ejemplo de este análisis. Sobre la microestructura inmediatamente subyacente a la superficie de fractura se han delimitado las regiones que engloban placas de ferrita desorientadas entre si menos de 5°. En la Tabla adjunta se recoge la desorientación cristalográfica entre estas zonas. Se muestra además el análisis de trazas realizado sobre el perfil de fractura del que se deduce con casi toda probabilidad que la fractura avanza por los planos cristalográficos {001}, lo que esta de acuerdo con lo observado por otros autores [5,13] en ferrita. En la Fig. 3a queda claro que la fractura cambia notablemente su dirección de propagación cuando se encuentra con una junta de grano con una desorientación superior a 15°, mientras que juntas con una desorientación inferior a este valor apenas afectan a la dirección de propagación.

Sobre la base de estos resultados, se puede definir la unidad microestructural que controla la fractura frágil en microestructuras aciculares como el conjunto de placas de ferrita adyacentes desorientadas entre si en menos de 15°.

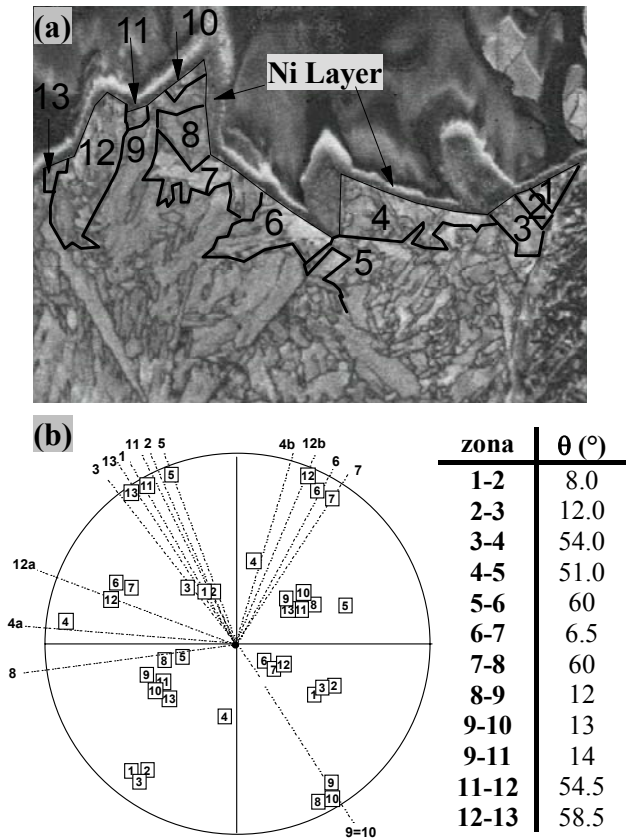
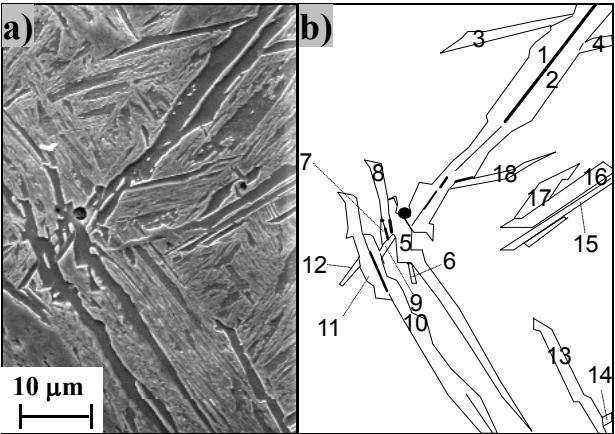


Fig. 3. Análisis de EBSD del perfil de fractura frágil correspondiente a una probeta Charpy ensayada a – 60°C, a) Las zonas formadas por puntos desorientados menos de 5° se han superpuesto a la imagen de calidad. En la tabla, se indica la desorientación θ entre zonas adyacentes, b) Figura de polos [100] pertenecientes a cada zona a la que se le ha superpuesto la dirección perpendicular a las trazas de los planos de clivaje (“a” y “b” denotan diferentes planos de clivaje correspondientes a la misma zona)

Por otro lado, el análisis de la desorientación existente entre placas adyacentes de ferrita ha mostrado que no se puede establecer una relación directa entre la desorientación espacial entre placas y su desorientación cristalográfica, y por tanto que no se puede relacionar directamente la unidad microestructural de la ferrita acicular con su morfología. En la Fig. 4 se muestra un ejemplo que ilustra esto. En la misma puede verse una zona parcialmente transformada en la que se aprecian varias placas de ferrita acicular con diferentes orientaciones espaciales. El análisis realizado mediante EBSD de esta zona revela que muchas de las placas de ferrita con una alta desorientación espacial presentan una baja desorientación cristalográfica mientras que entre otras se presentan juntas de alto ángulo. Las placas de ferrita paralelas presentan prácticamente la misma orientación cristalográfica. En un trabajo previo [12] se ha constatado además que el hecho de que estas placas no paralelas presenten una baja o alta desorientación cristalográfica depende entre otros factores de si las

placas provienen de nucleación directa en inclusiones o de si una ha nucleado sobre una placa previa.



Placas no paralelas	θ (°)	Placas paralelas	θ (°)
1-3	11.6	1-2	2.4
1-5	8.0	5-6	2.5
2-4	9.3	5-8	1.2
2-5	8.1	7-8	1.1
2-18	52.3	10-11	4.2
5-9	6.0	15-16	1.5
7-9	6.4		
9-10	7.0		
11-12	7.3		
13-14	6.5		
16-17	60		

Fig. 4. Análisis de EBSD correspondiente al acero A transformado parcialmente a 450°C a) Microestructura del área barrida, b) Esquema de las placas de ferrita. La desorientación θ entre placas de ferrita se recoge en la Tabla.

3.1 Comparación entre la tenacidad de diferentes microestructuras generadas en el acero estructural B

Teniendo en cuenta la definición de unidad microestructural realizada anteriormente para estructuras de ferrita acicular, en el presente apartado se comparan las tenacidades de tres microestructuras diferentes generadas en un acero estructural comercial. Estas tres microestructuras se muestran en la Fig. 5. La primera se corresponde con la que traía este acero a su salida de fábrica. Se trata de una microestructura ferrito-perlítica (10% perlita). El tamaño de grano de ferrita es relativamente grande (26 μm) ya que las condiciones de procesamiento utilizadas no permiten obtener un tamaño de grano de austenita pequeño. La segunda microestructura se ha generado utilizando como temperatura de austenización 1050°C y una temperatura de tratamiento isotérmico de 350°C. Esta microestructura es esencialmente bainítica aunque contiene un pequeño porcentaje de ferrita acicular. La última microestructura se generó tras un tratamiento de austenización a 1250°C y un tratamiento isotérmico a 350°C. Como consecuencia de la elevada temperatura de austenización, el tamaño de grano de austenita alcanzado ha sido suficientemente grande como para permitir generar una estructura básicamente acicular con un pequeño porcentaje de bainita (10%), véase la Fig. 5c. Las inclusiones activas para la nucleación de

ferrita acicular en este acero fueron identificadas en trabajos previos como MnS recubiertas por CuS [9,14].

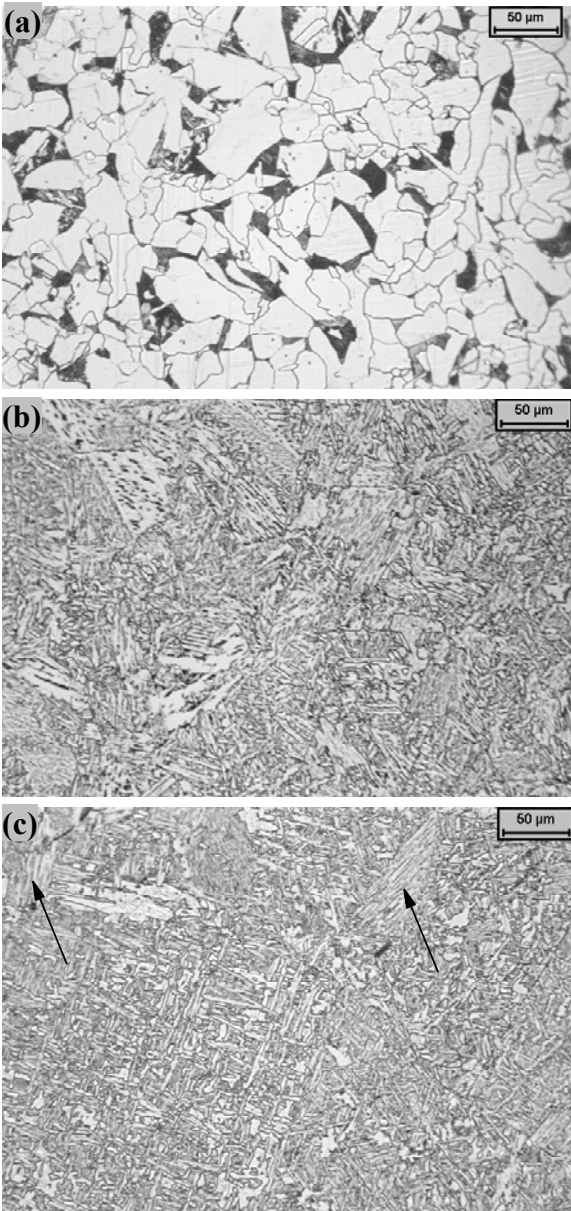


Fig. 5. Microestructura correspondiente al acero B a) Microestructura de partida, b) tras 3 min. a 350°C previa austenización a 1050°C, c) tras 3 min. a 350°C previa austenización a 1250°C (Algunos paquetes bainíticos se indican con flechas)

Las propiedades a tracción del acero se muestran en la Tabla 2. En la misma se aprecia como las microestructuras de tipo bainítico/acicular obtenidas tras la aplicación de los tratamientos térmicos mejoran considerablemente las propiedades elástico plásticas de la estructura ferrito-perlítica que traía el acero de fábrica.

Tabla 2. Propiedades a tracción del acero B

Tratamiento	L. E (Mpa)	UTS (Mpa)
Fábrica	345	519
Aust. a 1250°C	515	626
Aust. a 1050°C	578	714

Las curvas de tenacidad obtenidas tras los ensayos Charpy se muestran en la Fig. 6. Es evidente que las microestructuras de tipo bainítico/acicular mejoran también significativamente la tenacidad del acero con la microestructura de partida.

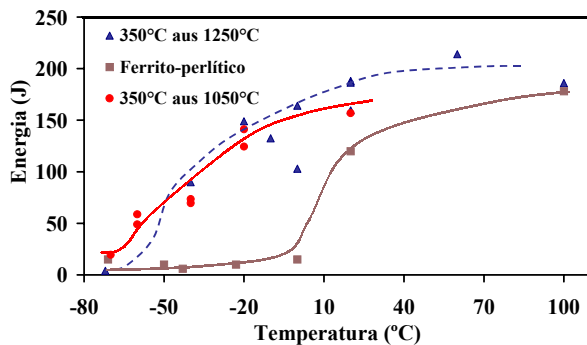


Fig. 6. Energía de impacto en función de la temperatura de ensayo Charpy correspondiente a cada tratamiento térmico realizado en el acero B.

Los análisis fractográficos llevados a cabo en las probetas Charpy correspondientes a las microestructuras bainítico/aciculares muestran que el inicio de fractura frágil de las mismas se inicia tras la ruptura de un óxido rico en Al, Si, Mn y Ca, véase como ejemplo la Fig. 7. Por otro lado, se ha observado que la causa principal de la mala tenacidad de la microestructura ferrito-perlítica está asociada con la presencia de grandes colonias de perlita en donde se inicia la fractura frágil.

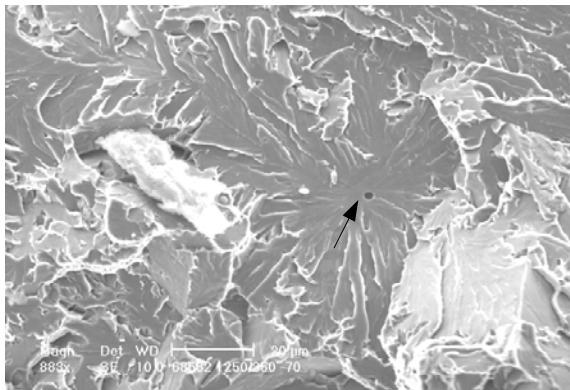


Fig. 7. Fractura frágil originada por la ruptura de un óxido rico en Al, Si, Mn y Ca (indicado con una flecha) correspondiente a una muestra austenizada a 1250°C y ensayada a -70°C

En la Fig. 8 se muestra la distribución de la distancia interceptada entre juntas desorientadas más de 15° para las microestructuras de tipo bainítico/acicular obtenidas a partir de barridos de EBSD. Esta gráfica viene a representar la distribución de distancias con que una grieta frágil se encontraría entre juntas de alto ángulo durante su avance por el material. Para la microestructura compuesta esencialmente por ferrita acicular, la frecuencia máxima se alcanza para valores inferiores a 2.5μm, mientras que para la microestructura

esencialmente bainítica el máximo se sitúa entre 5 y 7.5 μm. La distribución se ha cortado en 40 μm por claridad, sin embargo, pueden observarse ocasionalmente algunas trayectorias entre juntas de alto ángulo superiores a las 40 μm, como se muestra en la Fig. 9 para la microestructura esencialmente acicular. Estas trayectorias están asociadas con bainitas, mientras que las zonas aciculares muestran una apariencia más subdividida.

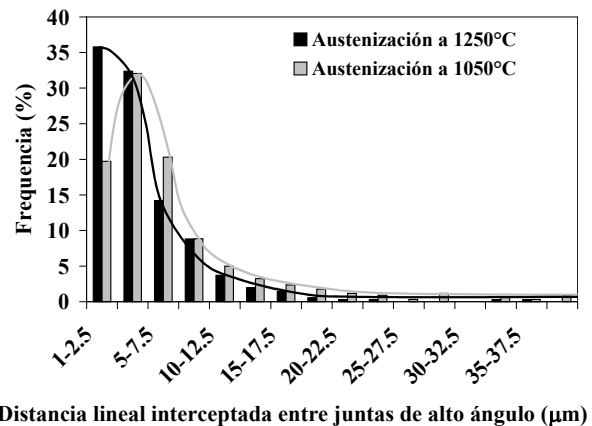


Fig. 8. Distribución de distancia interceptada entre juntas de grano con una desorientación superior a 15° correspondiente a los tratamientos de austenización a 1250°C (principalmente acicular) y a 1050°C (principalmente bainita).

La distancia interceptada media, es decir, el tamaño medio de la unidad microestructural que controla la propagación frágil de grietas es de 4.6 μm y 7.5 μm para las microestructuras correspondientes a las temperaturas de austenización de 1250°C y 1050°C, respectivamente. A pesar del menor tamaño medio de la unidad microestructural de la microestructura esencialmente acicular, la tenacidad de esta microestructura es similar a la de la microestructura esencialmente bainítica, Fig. 6. Esta aparente paradoja se ha explicado tras examinar los inicios de fractura de varias probetas. Los tamaños de la primera faceta frágil encontrados en estos casos superan por lo general las 50 μm, muy por encima de los tamaños medios de unidad microestructural obtenidos a partir de EBSD. Al atacar con Nital 2% estas superficies de fracturas, se ha encontrado que esta primera faceta frágil está principalmente formada por bainitas, incluso en el caso en que la microestructura es mayoritariamente acicular, como puede observarse en la Fig. 10. Esto implica que en esta última microestructura es precisamente el 10% de bainitas presentes el que está controlando la tenacidad y no la ferrita acicular.

4. CONCLUSIONES

- Mediante EBSD se ha definido la unidad microestructural que controla la fractura frágil en microestructuras aciculares como el conjunto de placas de ferrita adyacentes desorientadas entre sí en menos de 15°.

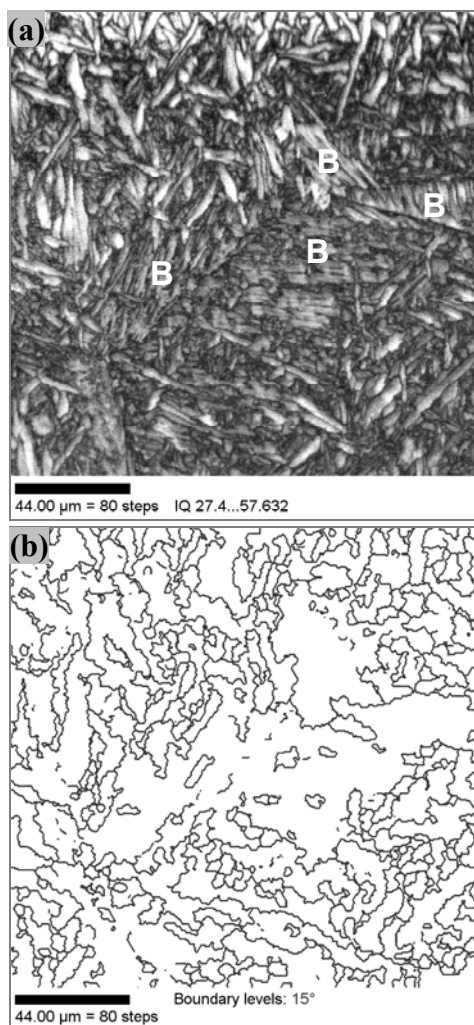


Fig. 9. a) Imagen de calidad correspondiente al acero B austenizado a 1250°C y tratado isotérmicamente a 350°C. La letra "B" indica paquetes bainíticos b) Juntas de grano con una desorientación superior a 15° correspondiente a la imagen de a) (La unidad microestructural más grande se corresponde con bainitas)

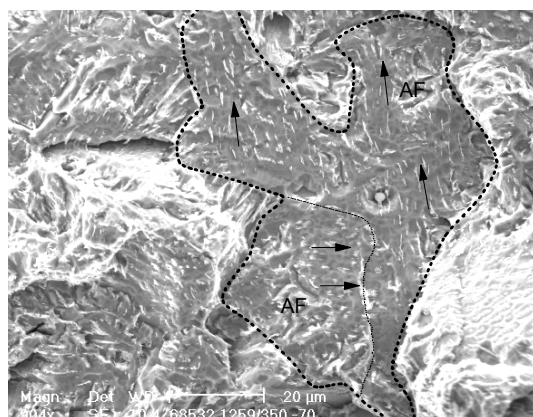


Fig. 10. Inicio de la fractura frágil mostrada en la Fig. 7 pero atacada con Nital 2%. Las líneas gruesas discontinuas delimitan la primera faceta frágil. Mediante flechas se indica la orientación espacial de dos paquetes bainíticos. Algunas placas de ferrita acicular se indican por las letras "AF".

- La formación de microestructuras bainítico/aciculares mediante tratamientos térmicos en un acero estructural han mejorado considerablemente las propiedades mecánicas que poseía este acero inicialmente con una microestructura ferrito-perlítica.

- La formación de una microestructura principalmente compuesta por ferrita acicular produce un refinamiento del tamaño medio de la unidad microestructural que controla la propagación frágil de grietas en comparación con una microestructura principalmente bainítica. Sin embargo, al haber bainita en la primera de ellas la tenacidad de ambas microestructuras es similar. La presencia de un 10% de bainita es el factor que controla de la tenacidad de esta microestructura.

5. AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen al Ministerio de Ciencia y Tecnología por su apoyo financiero al proyecto MAT2001-0031.

6. REFERENCIAS

- [1] H. K. D. H. Bhadeshia, Mat. Sci. Forum, vols. 284-268, 39-50 (1988)
- [2] H. K. D. H. Bhadeshia, Bainite in Steels, second edition, The Institute of Materials, London, UK, 2001.
- [3] J. M. Rodríguez-Ibabe: Mater. Sci. Forum, vols. 284-286, 51-56, (1998)
- [4] F. B. Pickering: Mater. Sci. Technol., vol. 7, 45-94, (1993)
- [5] P. Brozzo, G. Buzzichelli, A. Mascanzoni, M. Micrabile, Met. Sci. 123-129, (1977)
- [6] J. P. Naylor y P. R. Krahe, Metall. Trans. Vol. 5, 1699-1701, (1974)
- [7] O. Grong, D. K. Matlock, Int. Met. Rev. 31 (1) p. 27 (1986)
- [8] E. Anelli, S. Matera, P. Harrison, I. Gutiérrez, M. Díaz-Fuentes, D. Porter, B. Hutchinson, S. Zajac, T. Siwecki, Heterogeneous Nucleation of Acicular Ferrite for Toughness Improvement of HSLA steels, Technical Steel Research. Physical Metallurgy of Rolling and Finishing, EUR 20215EN, Office for the Official Publications of the European Communities, Luxembourg, 2001.
- [9] M. Díaz-Fuentes, I. Madariaga, I. Gutiérrez, Mater. Sci. Forum, 284-286, 245-252, (1988)
- [10] I. Madariaga e I. Gutiérrez, Acta Mater. Vol. 3, 951-960, (1999)
- [11] Standard Test Methods For Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, E23-92, Annual Book of ASTM Standards, ASTM, Philadelphia, 03-01, p. 205, (1992)
- [12] M. Díaz-Fuentes, A. Iza-Mendia, I. Gutiérrez, Metall. Mat. Trans. A, Vol. 34A, 2505-2516, (2003)
- [13] J. F. Knott, Proc. NATO Advances, Research Institute of Atomistic Fracture, Plenum Press, New York, 209-240, (1981)
- [14] M. Díaz-Fuentes, I. Madariaga, J. M. Rodríguez-Ibabe, I. Gutiérrez: J. Construct. Steel Res., vol. 46, 413-414, (1998)

