

Relación microestructura – comportamiento mecánico en estructuras bainíticas^(*)

M.A. Altuna* e I. Gutiérrez*

Resumen

En el presente trabajo, se ha estudiado la microestructura de distintos tipos de estructuras bainíticas y las correspondientes propiedades mecánicas. Con el fin de generar diferentes microestructuras de tipo bainítico se han realizado tratamientos térmicos a distintas temperaturas. Para los aceros analizados, se ha obtenido que el rango óptimo, a la hora de obtener estructuras bainíticas, es aproximadamente 400-450 °C. Si la temperatura de tratamiento es más alta, se favorece la formación de perlita y, en cambio, si la temperatura es más baja, tiene lugar la formación de martensita durante el temple final. La microestructura se ha analizado mediante SEM y EBSD/OIM. La caracterización mecánica de los aceros se ha llevado a cabo mediante ensayos de tracción.

Palabras clave

Bainita. EBSD. Tratamientos isotérmicos. Comportamiento mecánico.

Microstructure mechanical properties relationship in bainitic structures

Abstract

In the present work, the microstructures and their mechanical properties have been studied in different bainitic structures. Therefore, different bainitic morphologies have been produced by isothermal treatments carried out at different temperatures. For these steels, 400-450 °C is the optimum range of temperatures in order to obtain bainitic structures. If the Temperature is higher, perlite is also formed and if it is lower, martensite is obtained during quenching. SEM and EBSD/OIM techniques were applied in order to study the microstructure. Tensile tests were carried out for mechanical characterization.

Keywords

Bainite. EBSD. Isothermal treatments. Mechanical behaviour.

1. INTRODUCCIÓN

Aplicando enfriamientos controlados tras la laminación o forja en caliente es posible obtener estructuras bainíticas^[1-4] que presentan unas propiedades mecánicas intermedias entre estructuras perlíticas^[5 y 6] y martensíticas^[7]. La formación de la bainita se produce en el rango de temperaturas de aproximadamente 250-550 °C, en el mismo rango que la ferrita acicular^[8 y 9]. Morfológicamente, la bainita está compuesta por un agregado de unidades de ferrita y partículas de cementita y se presenta en dos formas diferentes, conocidas como bainita superior y bainita inferior. Tanto la bainita superior como la bainita inferior se forman con sobresaturación del carbono en ferrita: en la bainita superior, al ser alta la velocidad de difusión del carbono, to-

do el exceso de carbono se difunde a la austenita residual, que se enriquece en carbono, dando lugar a la precipitación de carburos entre las lajas de ferrita. En la bainita inferior, al ser la velocidad de difusión más baja, no todo el carbono se difunde a la austenita residual, precipitando parte de los carburos en el interior de las placas de ferrita.

Las lajas de ferrita de las bainitas mantienen, con la austenita de la que provienen, una relación de orientación de tipo Kurdjumov-Sachs ó de tipo Nishiyama-Wassermann. Dependiendo del tipo de bainita, la relación de orientación que predomina es de uno u otro tipo. En el presente trabajo, se ha diferenciado la bainita superior de la inferior utilizando para ello la técnica EBSD. Estas estructuras se han relacionado con las propiedades mecánicas del material.

(*) Trabajo recibido el día 17 de septiembre de 2004 y aceptado en su forma final el día 20 de mayo de 2005.

(*) Centro de Estudios e Investigaciones Técnicas(CEIT) y Universidad de Navarra(TECNUN), Pº Manuel de Lardizabal, 15, 20018 Donostia-San Sebastián.

2. PARTE EXPERIMENTAL

En el presente trabajo se han estudiado dos aceros con estructuras ferrito-perlíticas de partida, cuya composición se muestra en la tabla I. Estos aceros se han sometido a diferentes tratamientos isotérmicos. Primero, el material se austeniza durante 25 min a 1.000 °C en atmósfera de argón, seguido de un mantenimiento isotérmico en horno de sales a 500, 450, 400 y 350 °C durante 10 min y temple final en agua.

Para la caracterización microestructural, se ha recurrido a la Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) y a la Difracción Mediante Electrones Retrodispersados (EBSD). Los estudios mediante SEM se han llevado a cabo con un microscopio Philips XL-30. Para la preparación metalográfica, las muestras se han pulido con pasta de diamante, hasta 1 µm, y atacado, posteriormente, con nital al 2 %. El análisis de EBSD se ha realizado mediante un equipo TSL MSC 2200. El sistema EBSD/OIM permite interpretar los patrones de difracción formados por electrones retrodispersados procedentes de un punto de la superficie de la muestra^[10-13]. En este trabajo, se han llevado a cabo barridos de diferentes muestras, siendo la separación entre los puntos de 0,5 µm. En la construcción de los mapas de orientación, la tolerancia impuesta ha sido de 15°. La preparación metalográfica ha sido la misma que la utilizada para el SEM, seguida de un pulido con sílice coloidal.

Para la caracterización mecánica, se mecanizaron probetas de tracción a partir de las muestras tratadas. Estas probetas presentan una sección rectangular uniforme de 3x4 mm y una parte recta de 17 mm de longitud. Todos los ensayos se llevaron a cabo a temperatura ambiente en una máquina electromecánica INSTRON 4505 con control de posición. La velocidad de la cruceta fue de 1 mm/min, siendo la velocidad de deformación correspondiente de 10⁻³s⁻¹. De cada ensayo se obtuvo la curva tensión-deformación y, a partir de ella, los

valores de la resistencia a la tracción y el límite elástico para un 0,2 % de deformación.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Caracterización microestructural

3.1.1. SEM

Las microestructuras del material de partida para los aceros 1 y 2 se muestran en la figura 1. En ambos aceros, la estructura es ferrito-perlítica, siendo la fracción de esta última fase más elevada para el acero de medio carbono.

En las figuras 2 y 3 se muestran las microestructuras obtenidas en función de las condiciones de tratamiento aplicado, para los aceros 1 y 2, respectivamente. Se observa que la fase mayoritaria para todos los tratamientos realizados es la bainita. Sin embargo, para los aceros tratados a 500 °C, empieza la transformación con la aparición de bainita, formándose posteriormente perlita y dando lugar a una microestructura mixta compuesta por estos dos componentes, tal como se observa en las figuras 2a y 3a. La fracción de perlita en el acero 2 (~28 %) es superior a la obtenida en el acero 1 (~9 %), debido al mayor contenido en carbono, en el primero de ellos. Las curvas de la figura 4, se han calculado utilizando el programa desarrollado por Bhadeshia^[14] y que permiten, a partir de la composición del acero, definir el diagrama TTT. En las curvas, la anomalía que se detecta, en torno a 600 °C, es debida a una imprecisión en el cálculo del modelo, pero carece de significado físico. Sobre dicho diagrama, se ha superpuesto el perfil de enfriamiento experimental utilizado en el presente trabajo, correspondiente al tratamiento de 500 °C. Dicho perfil cae dentro de la zona bainítica del diagrama. En la transformación bainítica ocurre el “fenómeno de la reacción incompleta”^[2, 15 y 16]. Cuando la bainita empieza a formarse, se satura en carbono y, posteriormente, ocurre la difusión de carbono

Tabla I. Composición química de los aceros estudiados (wt. %)

Table I. Chemical composition of the steels (wt. %)

	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	B	N	Ti
Acero 1	0,16	0,25	1,47	0,011	0,004	0,006	0,032	0,0029	0,0062	0,041
Acero 2	0,31	0,26	1,50	0,012	0,004	0,006	0,030	0,0025	0,0050	0,040

0.01wt % Cr, Ni, Cu en ambos aceros.

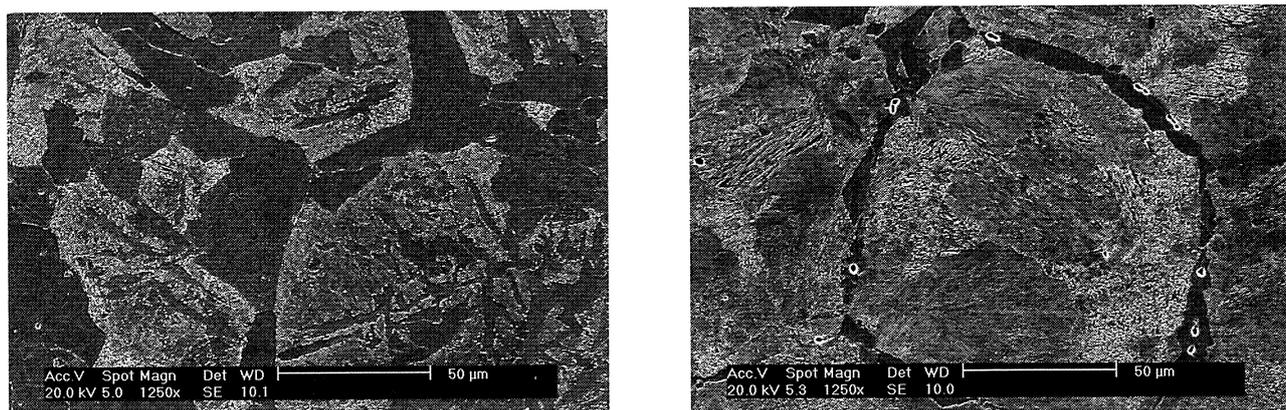


Figura 1. Microestructuras del material de partida de los aceros 1 y 2, respectivamente.

Figure 1. Initial microstructure of steels 1 and 2, respectively.

hacia la austenita, por lo que esta última fase se enriquece en carbono. Llega un momento en que la austenita y la ferrita tienen la misma energía libre, por lo que la reacción se para. Si la temperatura es suficientemente alta, se forma la perlita y/o ferrita entre los paquetes bainíticos, lo que explica

las microestructuras bainítico-perlíticas generadas a 500 °C. El enriquecimiento de la austenita explica la presencia de perlita para tiempos menores que los que predice el diagrama de la figura 4, que se calcula en función del contenido inicial de carbono del acero. A 450 °C, se observa bainita supe-

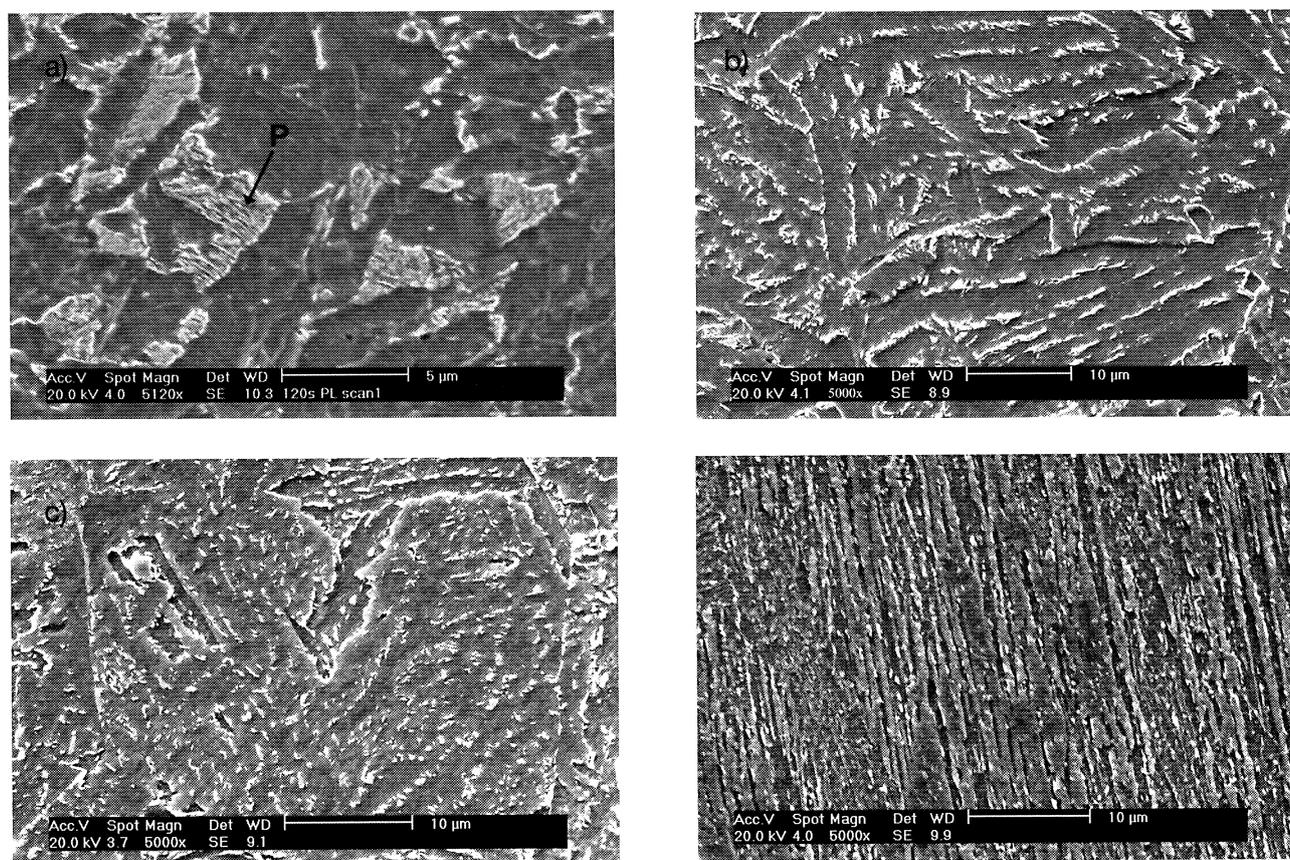


Figura 2. Microestructuras obtenidas para el acero 1 con los tratamientos isotérmicos a: (a) 500 °C, (b) 450 °C, (c) 400 °C y (d) 350 °C.

Figure 2. Microstructures obtained for steel 1 with isothermal treatments at: (a) 500 °C, (b) 450 °C, (c) 400 °C y (d) 350 °C.

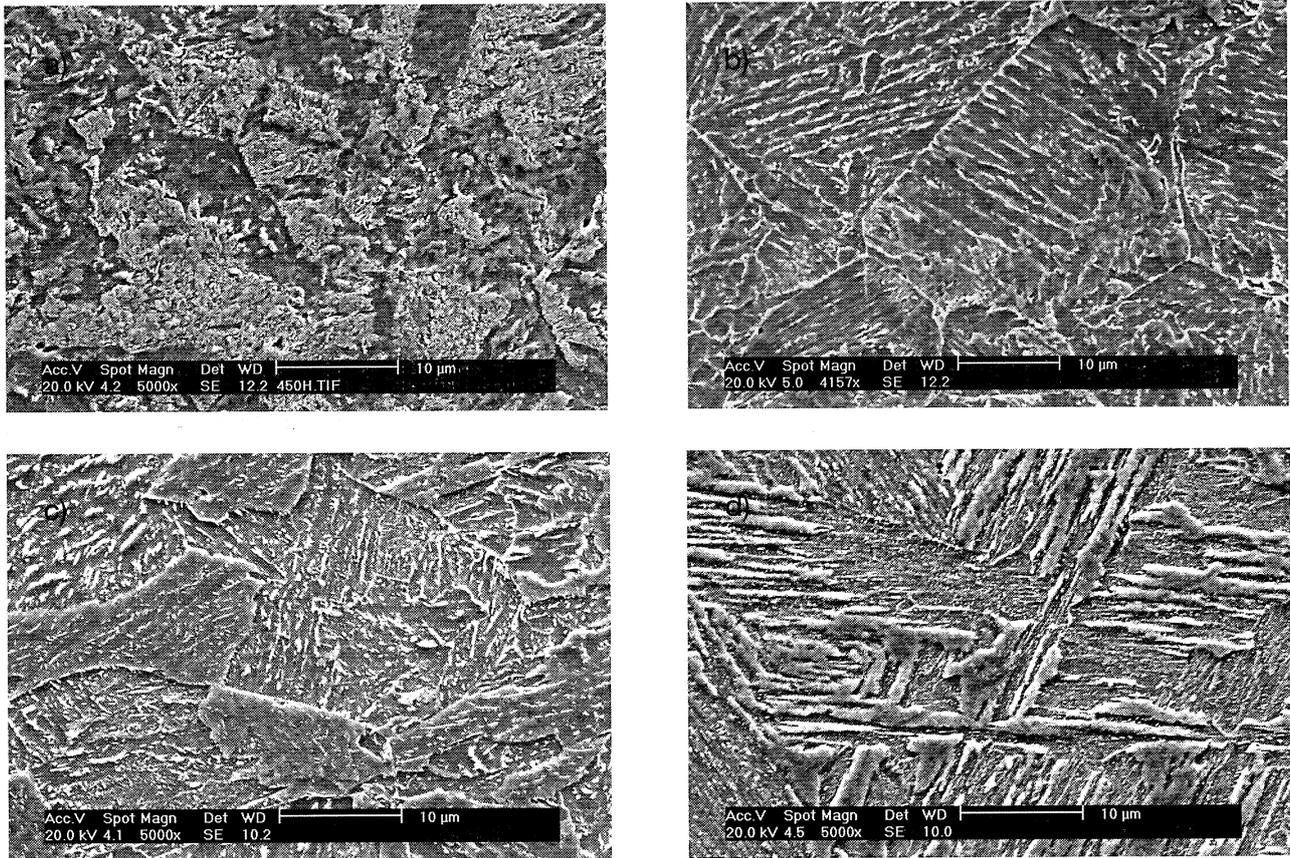


Figura 3. Microestructuras obtenidas para el acero 2 con los tratamientos isotérmicos a: (a)500 °C, (b) 450 °C, (c) 400 °C y (d) 350 °C.

Figure 3. Microstructures obtained for steel 2 with isothermal treatments at: (a)500 °C, (b)450 °C, (c)400 °C y (d)350 °C.

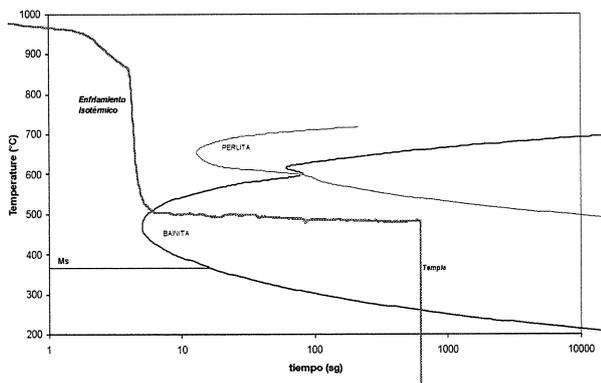


Figura 4. Curvas TTT calculadas a partir del programa desarrollada por Bhadeshia^[14] para el acero 2 y el perfil de enfriamiento experimental utilizado en el presente trabajo para la temperatura de tratamiento de 500 °C.

Figure 4. TTT curves obtained with the programme developed by Bhadeshia^[14] for steel 2, and experimental quenching profile used in the present work for the treatment temperature of 500 °C.

rior en ambos aceros, concentrándose los carburos en los espacios entre las unidades ferríticas. Al dis-

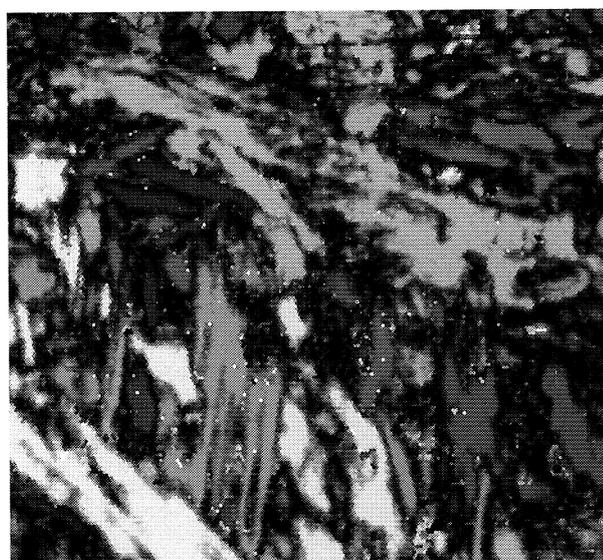
minuir la temperatura de tratamiento se produce la transición hacia bainita inferior y se observan carburos en el interior de las unidades ferríticas^[17]. En la bainita inferior, debido a la baja temperatura de transformación, el exceso de carbono presente en las placas de ferrita no puede difundir completamente al exterior de las mismas antes de que se produzca la precipitación de cementita. Por esta razón, parte de la precipitación ocurre en el interior de las unidades ferríticas. En el acero 2, tratado a 350 °C, los 10 min del tratamiento isotérmico no son suficientes para que se transforme toda la austenita, por la que está queda retenida, transformando posteriormente en martensita durante el temple.

3.1.2. EBSD/OIM

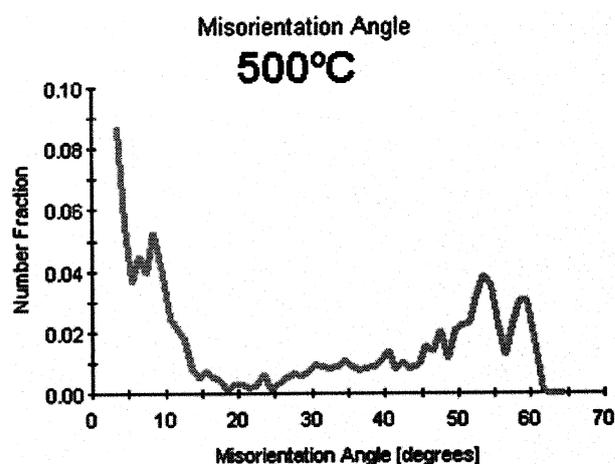
Con el fin de completar la caracterización de las estructuras generadas, se ha llevado a cabo la caracterización cristalográfica del material, realizando, mediante EBSD/OIM, barridos de los aceros 1 y 2 tratados isotérmicamente a 500 y 350 °C. En

las figuras 5 y 6 se muestran los mapas de orientación y la distribución de desorientaciones correspondientes. Los mapas de orientación proporcionan información sobre los detalles de la microestructura. Tanto los paquetes como las unidades ferríticas son de menor tamaño a 350 °C que a 500 °C. En las distribuciones de desorientaciones también se observan importantes diferencias entre ambos tratamientos. En los espectros correspondientes a la temperatura de transformación de 350 °C, se pone claramente de manifiesto un pico,

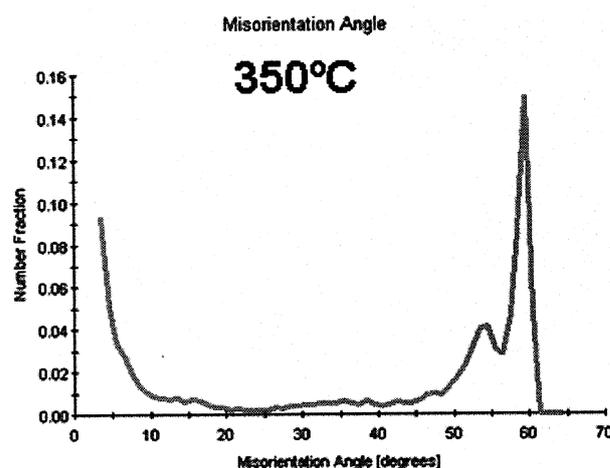
relativamente intenso, situado a 60°. Cuando el tratamiento tiene lugar a 500 °C, los dos picos que aparecen a altos ángulos de desorientación, a 54 y 60° son, aproximadamente, de la misma intensidad. Esta diferencia observada en los espectros puede explicarse de acuerdo con los resultados publicados por otros autores. Según Gourgues *et al*^[18], las relaciones de orientación cambian, dependiendo de la temperatura de tratamiento. Así, cuando la temperatura es baja, las relaciones de orientación son de tipo KS, que es característica de la



22.50 μm = 45 steps IQ 25.1...41.18, Unique Grain Color



22.50 μm = 45 steps IQ 18.4...37.83, Unique Grain Color

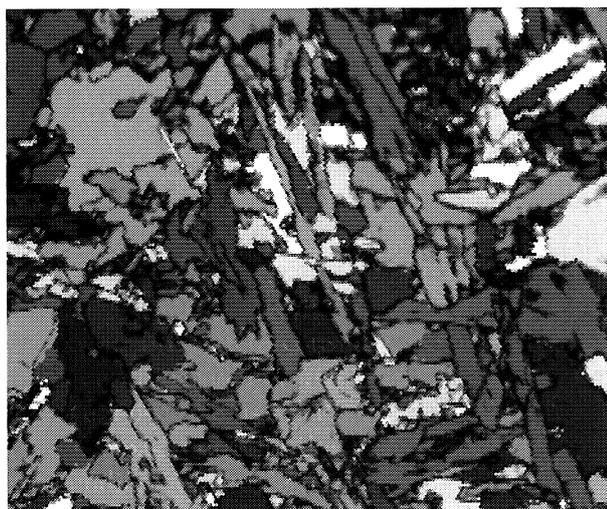


a)

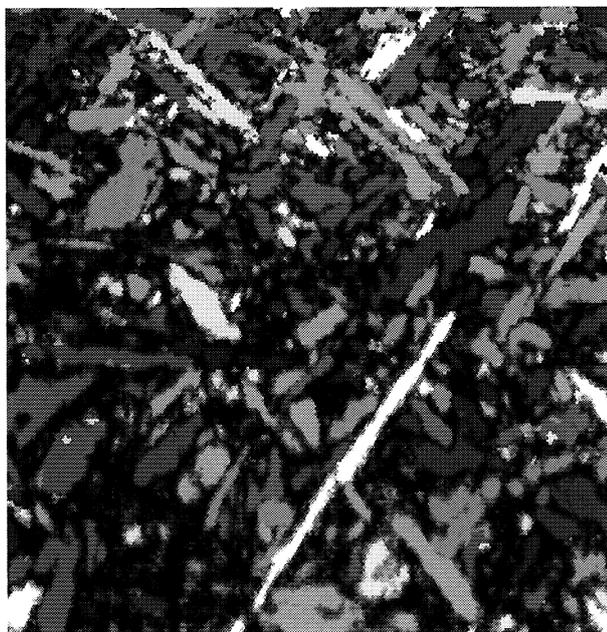
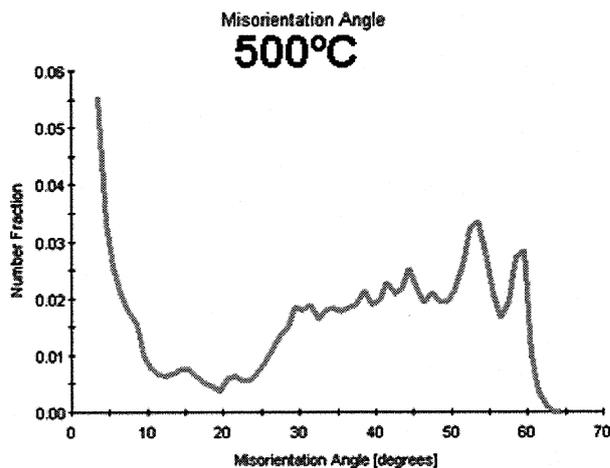
b)

Figura 5. Acero 1 tratado isotérmicamente a 500 °C y 350 °C: (a) Mapa de colores con tolerancia de 15° (b) Distribución de desorientaciones.

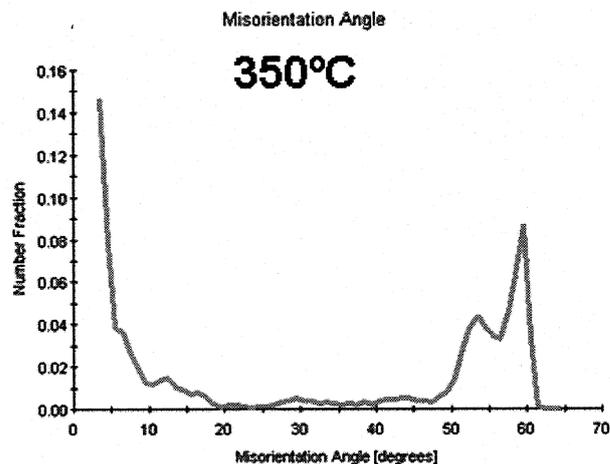
Figure 5. Steel 1 isothermally treated at 500°C and 350°C: (a) Image-quality (tolerance angle of 15 deg), (b) Distribution of misorientations.



22.50 μm = 45 steps IQ 34.5...70.75, Unique Grain Color



22.50 μm = 45 steps IQ 22.7...38.21, Unique Grain Color



a)

b)

Figura 6. Acero 2 tratado isotérmicamente a 500 °C y 350 °C: (a) Mapa de colores con tolerancia de 15° (b) Distribución de desorientaciones.

Figure 6. Steel 2 isothermally treated at 500 °C and 350 °C: (a) Image-quality (tolerance angle of 15 deg), (b) Distribution of misorientations.

bainita inferior. Este tipo de relación de orientación entre la austenita y las unidades ferríticas produce un espectro de posibles relaciones de orientación entre diferentes variantes. Entre todas ellas, cabe distinguir las que corresponden a 54 y a 60° de desorientación, ya que esta última presenta una mayor probabilidad de formación. Por otro lado, si la temperatura de tratamiento es alta, caso de la bainita superior, las relaciones de orientación son

de tipo NW. En este caso, las probabilidades de obtener ángulos de desorientación de 54 y 60° son similares. En los aceros tratados a 500 °C, también hay una fracción considerable de desorientaciones en el rango 30-50°. Esto es debido a la fase ferrita y/o perlita que aparece en estos aceros y que lleva asociada una mayor contribución de orientaciones aleatorias^[19].

3.2. Propiedades mecánicas

Los resultados obtenidos para ambos aceros mediante los ensayos de tracción se muestran en la figura 7. Para el acero 1, a medida que disminuye la temperatura de tratamiento, se observa un aumento del límite elástico y de la resistencia a la tracción. Para el acero 2, tratado en el rango 500-400 °C, se observa la misma tendencia arriba mencionada. En cambio, cuando el tratamiento ocurre a 350 °C, el límite elástico y la resistencia a la tracción del material aumentan bruscamente. Este aumento es debido a la formación de la fase martensítica.

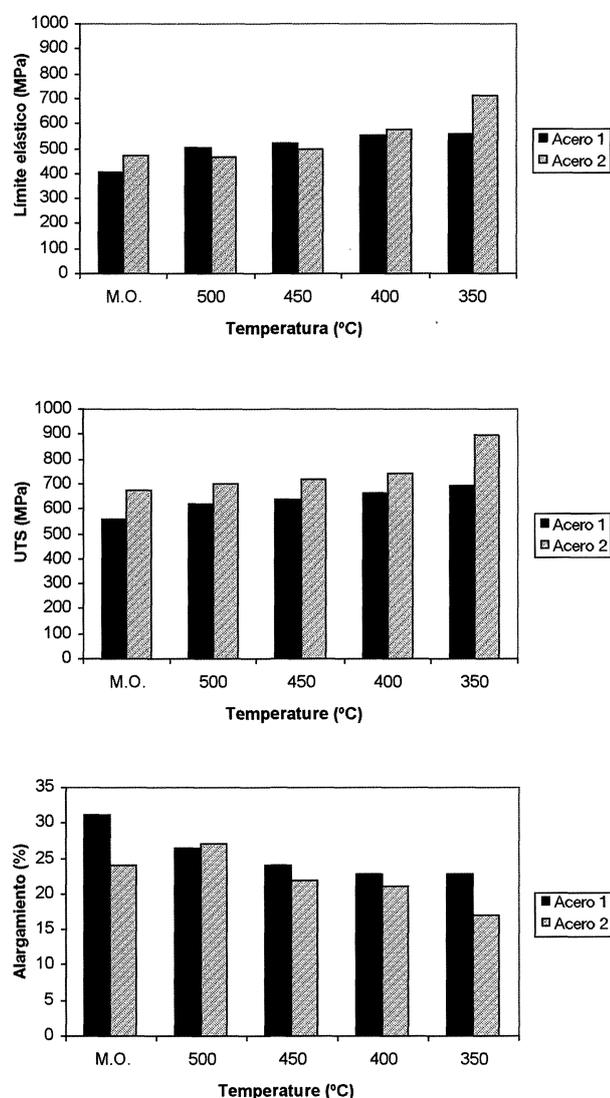


Figura 7. Resultados de los ensayos de tracción realizados sobre los aceros 1 y 2 para distintas temperaturas de tratamiento. (M.O.: material base).

Figure 7. Results of the Tensile test for steel 1 and 2 for different treatment temperatures. (M.O.: base material).

Rev. Metal. Madrid 41 (2005) 357-364

La mejora producida en el límite elástico y resistencia a la tracción de los aceros 1 y 2, tras ser sometidos a los distintos tratamientos isotérmicos, se debe al cambio de una microestructura compuesta por ferrita y perlita del material base, por una microestructura formada mayoritariamente por bainita, tras los tratamientos isotérmicos. La mejora de la resistencia con la disminución de la temperatura del tratamiento, acarrea una ligera pérdida de la ductilidad, como se observa en la figura 7.

Las características mecánicas de las bainitas dependen mayoritariamente de los siguientes factores: fricción de la red del hierro, solución sólida, precipitación de partículas de segunda fase, densidad de dislocaciones y tamaño de las unidades ferríticas^[2]. En las imágenes de calidad mostradas en las figuras 5 y 6, se puede observar cómo, al disminuir la temperatura desde 500 °C a 350 °C hay un afinamiento de la microestructura. En la bibliografía, hay diferentes ecuaciones que relacionan el límite elástico con el tamaño de grano. Una de las más conocidas es la relación Hall-Petch, donde el límite elástico es proporcional a la inversa de la raíz cuadrada del tamaño. Para granos menores que 1 mm, se suele modificar la relación anterior, considerando que s_y es proporcional a d^{-1} [20]. En la figura. 8 se representa la anchura media de las lajas de bainita frente a la temperatura. Se observa que el tamaño de la laja de bainita disminuye, linealmente, con la temperatura de tratamiento. Puede observarse que, para una temperatura dada, el aumento en el contenido de carbono produce una estructura más fina.

La resistencia a la tracción es, sistemáticamente, más elevada en el acero 2, de acuerdo con una microestructura más fina y un mayor contenido en carbono. Sin embargo, para las temperaturas de

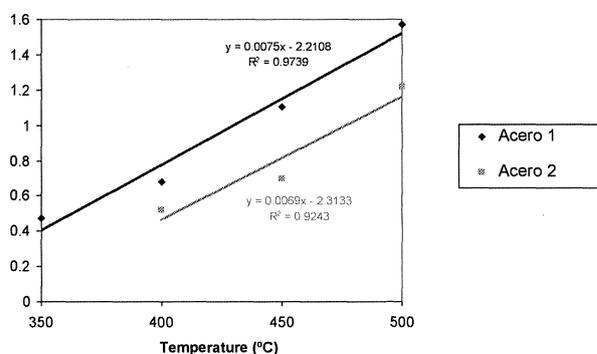


Figura 8. Variación con la temperatura de la anchura de la laja de la bainita medida por SEM.

Figure 8. Variation of SEM measured bainitic lath size with temperature.

tratamiento de 500 y 450 °C, el límite elástico del acero 2 es menor que el del acero 1. Esto se debe a una fluencia más progresiva, en estos casos, que da lugar a menores valores de tensión para una deformación plástica del 0,2 % en el acero 2 que en el acero 1 aunque, posteriormente, un mayor endurecimiento por deformación produce mayores tensiones a rotura en el acero 2.

4. CONCLUSIONES

Es muy difícil obtener estructuras totalmente bainíticas, debido al fenómeno de la reacción incompleta. Para los aceros 1 y 2, el rango óptimo para obtener estructuras totalmente bainíticas está limitado, por arriba, por la formación de la ferrita y/o perlita y, por abajo, por la formación de la martensita.

Las distribuciones de desorientaciones obtenidas mediante el OIM diferencian claramente la bainita superior y la bainita inferior. Para la bainita superior, las relaciones de orientación son de tipo NW y los picos a ángulos de desorientación de 54 y 60° son similares. En cambio, para la bainita inferior, las relaciones de orientación son de tipo KS. Según esta relación, el pico a 60° de desorientación es mucho más intenso que el pico que aparece a 54°.

Con los tratamientos térmicos aplicados se han mejorado el límite elástico y la resistencia a la tracción, siendo más notable la mejora al disminuir la temperatura de tratamiento. En cambio, dicha mejora va acompañada de una ligera disminución de la ductilidad, que resulta más acusada si se forma martensita.

Agradecimientos

Los autores agradecen a la CICYT (MAT 2001-0031) por la financiación del presente trabajo. A. Altuna quiere también agradecer a la Fundación Enrique Lartundo por la beca de investigación concedida.

REFERENCIAS

[1] H.K.D.H. BHADESHIA, *Acta Metall.* 29 (1981) 1.117-1.130.

[2] H.K.D.H. BHADESHIA, *Bainite in Steels*, 1ª ed. The Institute of Materials, England, 1992.

[3] M.E. BUSH Y P.M. KELLY, *Acta Metall.* 19 (1971) 1.363-1.371.

[4] F.G. CABALLERO, H.K.D.H. BHADESHIA, K.J.A. MAWELLA, D.J. JONES Y P. BROWN, *Rev. Metal. Madrid* 38 (2002) 3-13.

[5] R.W.K. HONEYCOMBE Y H.K.D.H. BHADESHIA, *Steels: Microstructure and properties*, 2ª ed. England, 1995, pp. 115-139.

[6] R. RODRIGUEZ, Tesis Doctoral, Universidad de Navarra, 2004.

[7] R.W.K. HONEYCOMBE Y H.K.D.H. BHADESHIA, *Steels: Microstructure and properties*, 2ª ed. England, 1995, pp. 83-114.

[8] M. DÍAZ-FUENTES E I. GUTIÉRREZ, *Mater. Sci. Eng. A* 363 (2003) 316-324.

[9] I. MADARIAGA, I. GUTIERREZ, Y H.K.D.H. BHADESHIA, *Metall. Mater. Trans A* 32 (2001) 2.187-2.197.

[10] V. RANDLE Y M. CAUL, *Mater. Sci. Technol.* 12 (1996) 844-850.

[11] D.J. DINGLEY Y D.P. FIELD, *Mater. Sci. Technol.* 13 (1997) 69-78.

[12] E. BOUYNE, H.M. FLOWER, T.C. LINDLEY Y A. PINEAU, *Scr. Mater.* 39 (1998) 295-300.

[13] V. RANDLE, *Introduction to texture analysis, microtexture, microtexture and orientation mapping*, 1ª ed. Gordon and Breach Publishers, Australia, 2000.

[14] H.K.D.H. BHADESHIA, *Matherial Algorithms Project*, University of Cambridge, http://www.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg46_90.html (online mayo 2004).

[15] H.K.D.H. BHADESHIA Y D.V. EDMONDS, *Met. Trans. A.*, 10 (1979) 895-907.

[16] H.K.D.H. BHADESHIA Y AR WAUGH, *Acta Metall.* 30 (1982) 775-784.

[17] R.W.K. HONEYCOMBE Y H.K.D.H. BHADESHIA, *Steels: Microstructure and properties*, 2ª ed. England, 1995, pp. 128-130.

[18] A.F. GOURGUES, H.M. FLOWER, Y T.C. LINDLEY. *Mater. Sci. Technol.* 16 (2000) 26-40.

[19] E. COTRINA, A. IZA-MENDIA, B. LÓPEZ E I. GUTIÉRREZ, *Rev. Metal. Madrid* 40 (2004) 352-358.

[20] D.V. EDMONDS AND R.C. COCHRANE, *Met. Trans A*, 21A (1990), 1527.