

Superbainita. Una nueva microestructura bainítica de alta resistencia^(*)

C. García-Mateo*, F.G. Caballero* y H.K.D.H. Bhadeshia**

Resumen En este trabajo se muestran los resultados de investigaciones muy recientes que revelan la posibilidad de obtener bainita por transformación isotérmica a temperaturas muy bajas, del orden de 150 °C, en aceros de alto carbono y silicio. La microestructura así obtenida no tiene cementita y está formada por placas de ferrita bainítica extremadamente finas (20-40 nm de espesor) y láminas delgadas de austenita enriquecida en carbono. Estas microestructuras son extraordinariamente duras (600 HV) y resistentes (2,5 GPa)

Palabras clave Bainita. Austenita retenida. Aceros. Transformaciones de fase.

Superbainite. A novel very strong bainitic microstructure

Abstract In this work very recent results are shown that reveals the possibility of obtaining bainite by isothermal transformation at very low temperatures, of about 150°C, in high carbon high silicon steels. The microstructure thus obtained is a mixture of fine plates of bainitic ferrite (20-40 nm thickness) and thin films of carbon enriched austenite. These microstructures are very hard (600 HV) and strong (2.5 GPa).

Keywords Bainite. Retained austenite. Steels. Phase Transformations.

1. INTRODUCCIÓN

La transformación bainítica en aceros tiene lugar a temperaturas comprendidas entre la transformación de ferrita proeutectoide y perlita y la transformación martensítica. En aceros de alto contenido en carbono y silicio, la transformación bainítica se produce, también, entre los mismos tipos de transformación^[1] pero, a temperaturas significativamente inferiores. La microestructura bainítica así obtenida no contiene carburos y está formada por placas de ferrita bainítica separadas por láminas delgadas de austenita. Estas placas o subunidades se agrupan en las denominadas plumas bainíticas, separadas unas de otras por austenita con morfología de bloque. Como consecuencia de los altos niveles de dureza y resistencia, a esta microestructura se la denomina superbainita.

En la transformación bainítica, y de acuerdo con Bhadeshia^[2], la nucleación tiene lugar con difusión de carbono en condiciones de paraequilibrio, y el crecimiento es adifusional, del tipo martensítico, generándose cantidades significativas de deformación. Para que el crecimiento de la bainita tenga lugar, la energía motriz para el crecimiento

ha de superar a la energía de deformación, estimada en un valor de 400 J mol⁻¹^[3]. La nucleación de la bainita ocurre mediante la formación de un pequeño volumen de ferrita con estructura b.c.c rodeado por una red de dislocaciones^[2]. En este contexto, la energía motriz crítica para la nucleación de bainita es aquella para la que se permite la propagación de la intercara por movimiento de dislocaciones, superando la fricción de la red^[4 y 5]. De esta forma, se pueden definir los siguientes criterios termodinámicos para la transformación bainítica:

$$\text{Nucleación} \quad \Delta G_m < G_N \quad (1)$$

$$\text{Crecimiento} \quad \Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} < -G_{SB} \quad (2)$$

donde, ΔG_m representa la energía motriz para la nucleación, $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ la energía motriz para un crecimiento adifusional, G_N es la energía crítica para la nucleación y G_{SB} la energía de deformación.

La función G_N , también denominada función universal de nucleación debido a su dependencia de la temperatura y no de la composición química en los aceros de baja aleación, tiene la forma:

(*) Trabajo recibido el día 14 de julio de 2004 y aceptado en su forma final el día 1 de marzo de 2005.

(*) Dpto. de Metalurgia Física, Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas (CENIM), CSIC, Avda. Gregorio del Amo, 8, 28040 Madrid, España.

(**) University of Cambridge, Department of Material Science and Metallurgy, Pembroke St., Cambridge CB2 3QZ, UK.

$$G_N = 3,546 T - 3499,4 \quad (3)$$

donde, T es la temperatura en K.

Cuando ambas condiciones, nucleación y crecimiento, se satisfacen a una temperatura determinada, ésta se denomina temperatura de transformación bainítica, B_S .

La temperatura T_0 en un acero se define como aquella a la que la austenita y la ferrita de la misma composición química tienen idénticas energías libres. De forma equivalente se define T'_0 pero, teniendo en cuenta la energía almacenada en la austenita como consecuencia del crecimiento adifusional (Fig. 1). Por lo tanto, la transformación bainítica sólo puede tener lugar por debajo de la temperatura T'_0 o, lo que es lo mismo, el crecimiento adifusional sólo puede tener lugar si la concentración de carbono de la austenita es inferior a la representada por la curva T'_0 (Fig. 1). Una vez que el crecimiento de una placa de ferrita bainítica termina, el exceso de carbono que pueda tener se difunde a la austenita vecina, de forma tal que la siguiente placa ha de crecer a partir de una austenita enriquecida en carbono, siempre y cuando la concentración de carbono no supere la determinada por la curva T'_0 . Por ello, se dice que la reacción es-

tá incompleta, ya que la austenita no ha alcanzado su concentración de equilibrio, dada por la línea Ae_3 , tal como muestra la figura 1 [6 y 9]. Teniendo en cuenta lo anteriormente descrito, la fracción máxima de bainita que se puede formar a una temperatura dada es proporcional a la distancia entre la concentración de carbono promedio del acero, \bar{x} , y la correspondiente a la línea T'_0 , representada por la distancia "d" en la figura 1. Dada la pendiente negativa de la curva T'_0 , se espera una mayor fracción volumétrica de ferrita bainítica, V_b , a medida que la temperatura de transformación disminuye.

Para optimizar la microestructura y mejorar las propiedades mecánicas de los aceros bainíticos hay que tener en cuenta dos aspectos: (a) evitar la precipitación de carburos entre las placas de ferrita; así, la precipitación de cementita puede evitarse con la adición de silicio en cantidades entre 1,5 y 2 % en masa, y (b) minimizar la fracción volumétrica de austenita en forma de bloques [10 y 11]. Los bloques austeníticos atrapados entre las plumas bainíticas pueden transformar a martensita, durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente, después del tratamiento isotérmico, si su contenido en carbono no es lo suficientemente alto como para tener transformación subcero. En caso contrario, la austenita retenida puede transformar, por efecto TRIP, a martensita durante su posterior procesamiento o en servicio. Al contrario de lo que sucede con la austenita en bloques, las láminas delgadas de esta fase intercaladas entre las subunidades de ferrita bainítica son muy estables térmica y mecánicamente, pues están siempre muy sobresaturadas en carbono y su M_s (temperatura de comienzo de la transformación martensítica) está muy por debajo de la temperatura ambiente; además, si su espesor es de unos pocos nm, no transforman por efecto TRIP a martensita [12 y 13].

De todo ello, se deduce que existen dos formas de disminuir la fracción de austenita en bloques presente en este tipo de microestructuras bainíticas: conseguir aceros con temperaturas de transformación lo más bajas posibles (Fig. 1) o utilizar elementos aleantes que desplacen la línea T'_0 hacia concentraciones más altas de carbono. Todo ello ha de hacerse confiriendo al acero de templeabilidad suficiente para evitar transformaciones intermedias desde el estado austenítico hasta el comienzo de la transformación bainítica.

Siguiendo los fundamentos termodinámicos anteriormente descritos y con la intención de optimizar las propiedades mecánicas de las microestructuras

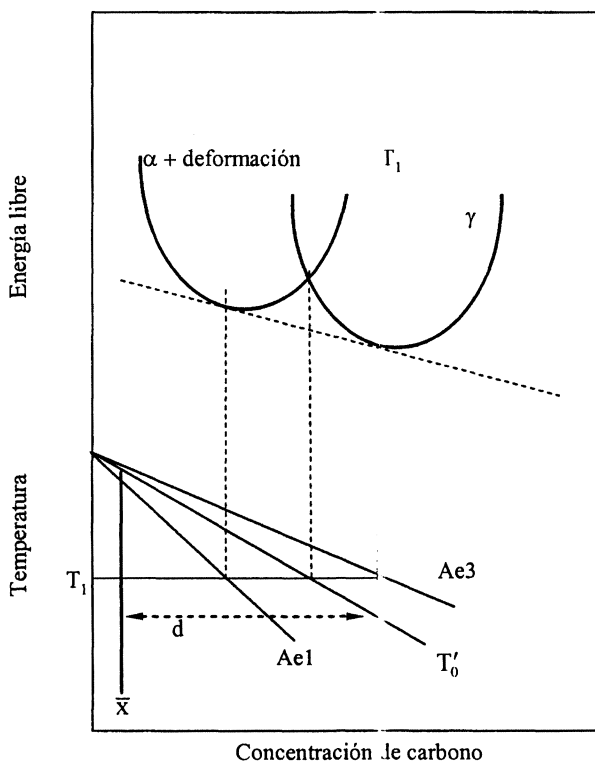


Figura 1. Representación esquemática del significado de la curva T'_0 .

Figure 1. Schematic illustration of the origin of T'_0 curve.

bainíticas, se ha diseñado un acero con una microestructura mayoritariamente bainítica, libre de carburos y con bajas temperaturas de transformación.

En este trabajo se efectúa la caracterización microestructural y mecánica de este acero, mostrando resultados que pueden considerarse excepcionales.

2. TÉCNICAS EXPERIMENTALES

De acuerdo con los procedimientos y objetivos descritos en el apartado anterior, se diseñó una aleación cuya composición en % masa queda recogida en la tabla I. El acero contiene manganeso, cromo y vanadio para conferirle suficiente templabilidad, silicio en cantidad suficiente para evitar la precipitación de cementita, molibdeno para fijar el fósforo y evitar la fragilización en juntas de grano, y carbono en cantidad suficiente para alcanzar altos niveles de resistencia y asegurar bajas temperaturas de transformación austenita-bainita. La composición química del acero se determinó tras homogeneizar a 1.200 °C durante dos días en cámara de vacío. Se mecanizaron probetas cilíndricas de 3 mm de diámetro y unos 30 mm de longitud del material homogeneizado. La microestructura bainítica se obtuvo mediante austenización a 1.000 °C durante 15 min, seguida de un mantenimiento isotérmico a diferentes temperaturas, comprendidas entre 325 °C y 125 °C, durante distintos periodos de tiempo, que llegaron a ser, incluso, superiores a un mes para la temperatura más baja, tras lo cual se templaron hasta temperatura ambiente. La temperatura M_S , se determinó sobre cilindros de 2 mm de diámetro y 12 mm de longitud, en un dilatómetro de alta resolución, Adamel Lhomargy DT1000.

Las muestras examinadas en el microscopio electrónico de transmisión se prepararon a partir de discos de 100 μm de espesor extraídos de probetas cilíndricas de 3 mm de diámetro. El espesor de estos discos se rebajó a 50 μm mediante desbaste con papel de carburo de silicio 1200. Finalmente, el electropulido se llevó a cabo a 50V en una solución de 5 % de ácido perclórico, 15 % de glicerol y 80 % de metanol. Los valores de dureza Vickers

Tabla I. Composición química del acero en % masa.
Temperatura M_S /°C

Table I. Actual chemical composition, mass %.
 M_S temperatura in °C

C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	M_S
0,98	1,46	1,89	1,26	0,26	0,09	< 0,002	120

corresponden a una media de 3 medidas, como mínimo, con una carga de 30 kg.

Para la realización de los ensayos de rayos-X se utilizó un difractor Philips PPW1730, a una velocidad de barrido de $0,1^\circ \text{ min}^{-1}$, entre $2\theta = 30 - 110^\circ$, con radiación de Cu K_α sin filtrar y operando a 45kV y 45mA. La posición y ancho de los picos de difracción se determinaron mediante un software integrado que hace uso de la función Pearson-VII. La fracción volumétrica de austenita retenida presente en la microestructura de partida se calculó a partir de las intensidades integradas de los picos 111, 200, 220 y 311 y de los picos 110, 002, 112 y 022, para el caso de la ferrita. La utilización, en el cálculo, de varios picos impide la influencia de posibles texturas cristalográficas en los resultados^[14]. El contenido en carbono de la austenita retenida se calculó mediante la ecuación publicada por Dyson y Holmes^[15]

$$a_\gamma = 0,35780 + 0,0033C + 0,000095Mn - 0,00002Ni + 0,00006Cr + 0,00056Al + 0,00031Mo + 0,00018V \quad (4)$$

donde todas las concentraciones son en porcentaje en masa y el parámetro de red, a_i , en nm.

En el caso de la ferrita se ha utilizado la expresión de Bhadeshia y colaboradores^[16].

$$a_\alpha = 0,28664 + (3a_{Fe}^2)^{-1} \cdot \left[(a_{Fe} - 0,0279x_C^a)^2 (a_{Fe} + 0,2496x_C^a) - a_{Fe}^3 \right] - 0,003x_{Si}^a + 0,006x_{Mn}^a + 0,007x_{Ni}^a + 0,031x_{Mo}^a + 0,005x_{Cr}^a + 0,0096x_V^a \quad (5)$$

donde, a_α representa el parámetro de red en nm, x_i^a son las fracciones molares de elemento i en la fase α , y a_{Fe} es el parámetro de red del hierro puro, 0,28664 nm

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La evolución de la transformación se caracterizó mediante microscopía óptica y ensayos de dureza. Los datos experimentales quedan recogidos en la tabla II. Hay que puntualizar que no se han detectado cantidades significativas de bainita tras prolongados tratamientos, incluso de meses, para 125 y 150 °C. En la figura 2 se representa el diagrama TTT obtenido experimental y teóricamente^[9 y 17]. Los valores de tiempo resultantes para la obtención de una cantidad detectable de bainita presentan, un razonable acuerdo con los calculados experimentalmente, excepto a temperaturas altas

Tabla II. Tiempos aproximados para finalizar la transformación bainítica a las temperaturas indicadas, determinados experimentalmente

Table II. Approximate experimental times corresponding to the cessation of the bainite reaction at the temperatures indicated

Temperatura transformación/ °C	125	150	200	250	300	325
Tiempo para finalizar la transformación/días	>>60	>30	9	3-4	1-2	1-2

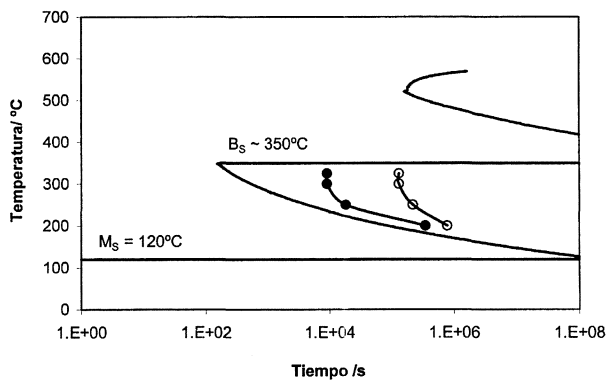


Figura 2. Diagrama TTT teórico de comienzo de transformación (líneas) y experimental (puntos). La curva-C superior representa la formación de ferrita alotrópica y/o perlítica. Los círculos sólidos representan los valores experimentales para el comienzo de la transformación bainítica, los círculos vacíos representan el final de esta transformación.

Figure 2. Calculated and experimental TTT diagram. The upper C-curve represents the onset of transformations such as allotriomorphic ferrite and perlite. The filled points represent the measured start of the bainite reaction and the open circles where this reaction stops.

donde el tiempo teórico, nariz de la curva, está su-
bestimado en ~100 s.

Un par de ejemplos de la microestructura obtenida a una temperatura de mantenimiento de 250 °C se muestran en la figura 3. La figura 3 (a) corresponde a un tratamiento isotérmico de 1 d y la (b) de 2 d. En ambas micrografías se puede apreciar la existencia de las plumas bainíticas, fases más oscuras y, entre ellas, los bloques austeníticos/martensíticos para el caso del tratamiento de 1 d, y austeníticos para el caso de 2 d de mantenimiento.

Cuando se ha completado la transformación isotérmica a diferentes temperaturas, entre 200 °C y 325 °C, la microestructura, caracterizada metalográficamente y por rayos-X, consiste en una mezcla de dos fases, austenita enriquecida en carbono

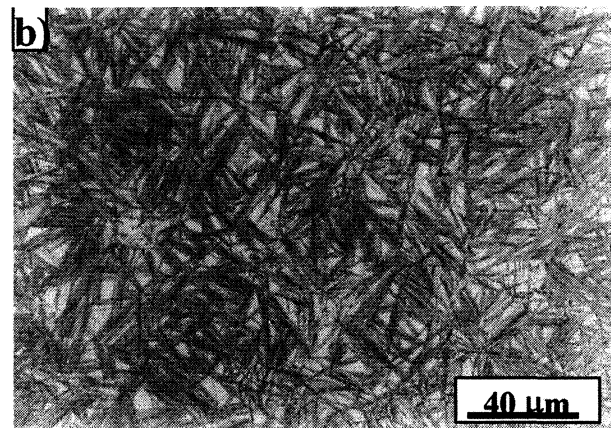
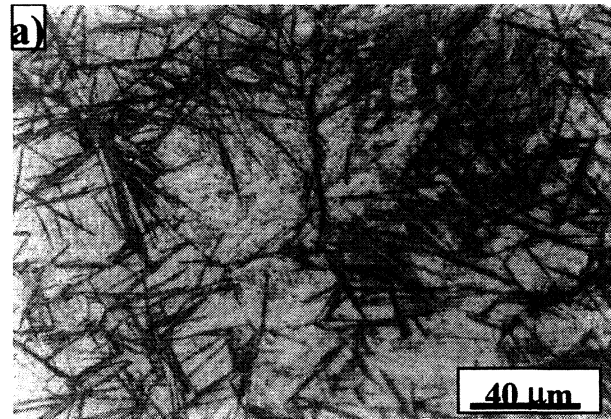


Figura 3. Micrografías ópticas de la descomposición isotérmica de la austenita a 250 °C tras: a) 1 día $V_b = 0,34$; 391HV y b) 2 días, $V_b = 0,58$, 521 HV.

Figure 3. Optical micrographs of isothermal decomposition of austenite at 250 °C: a) 1 day $V_b = 0,34$; 391HV; and b) for 2 days, $V_b = 0,58$, 521 HV.

y ferrita bainítica. En la figura 4 se representa la composición y la dureza de las microestructuras en función de la temperatura de mantenimiento iso-

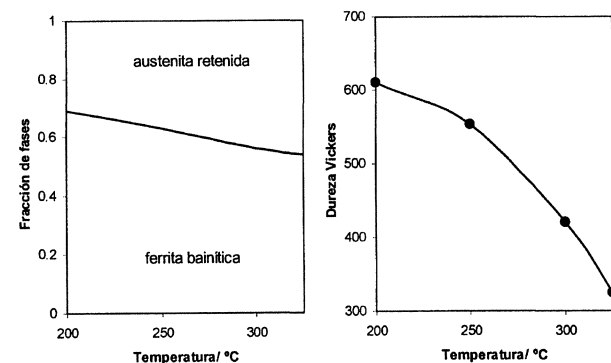


Figura 4. Fracciones de las fases presentes y durezas (HV30) de la microestructura una vez la transformación ha finalizado.

Figure 4. Phase fractions and hardnesses (HV30) of the microstructure once the transformation has finished.

térmico. Como puede observarse en esta figura, la dureza aumenta rápidamente a medida que la temperatura de transformación disminuye, aunque la fracción de ferrita bainítica presente en la microestructura sólo aumenta de 0,5 a 0,7 en el mismo intervalo de temperaturas. Tal y como se comprobará más adelante, el brusco aumento de dureza está relacionado con la disminución del espesor de la placa de ferrita bainítica.

En la figura 5 se muestra la evolución de la dureza con el tiempo, a las distintas temperaturas de ensayo. Cada punto corresponde a una media de, al menos, tres medidas con una variación típica de $\pm 7\text{HV}$. En las primeras etapas de la transformación hay una mayor dispersión en los datos, puesto que, en esos momentos, la microestructura se compone de ferrita bainítica, martensita y austenita retenida. La banda horizontal representada en las graficas de la figura 5 corresponde a la dureza de microestructuras martensíticas, con distintas fracciones de austenita retenida, en el acero objeto de estudio. En el caso de aceros de contenido medio/bajo en carbono y con bajos niveles de

aleantes, la dureza disminuiría continuamente a medida que la transformación avanza, indicando la evolución de la dureza desde la correspondiente a la microestructura totalmente martensítica, antes de comenzar la transformación bainítica, hasta la de la microestructura predominantemente bainítica, para tiempos largos en los que la transformación bainítica se completa. Esta es la tendencia general que se puede observar en el acero estudiado para las temperaturas de transformación de 300 y 325 °C (Fig. 5). Sin embargo, a 200 y 250 °C, se puede apreciar que la dureza tiene un mínimo. Este hecho se puede explicar si se sigue la secuencia de microestructuras obtenidas por temple tras interrumpir el tratamiento isotérmico a distintos tiempos. A tiempos cortos, cuando la transformación no ha comenzado, la microestructura es totalmente austenítica; tras el temple a temperatura ambiente la microestructura observada es fundamentalmente martensítica. Si los tiempos de mantenimiento isotérmico se incrementan y la transformación bainítica comienza, la microestructura constará de ferrita bainítica y de austenita, tal

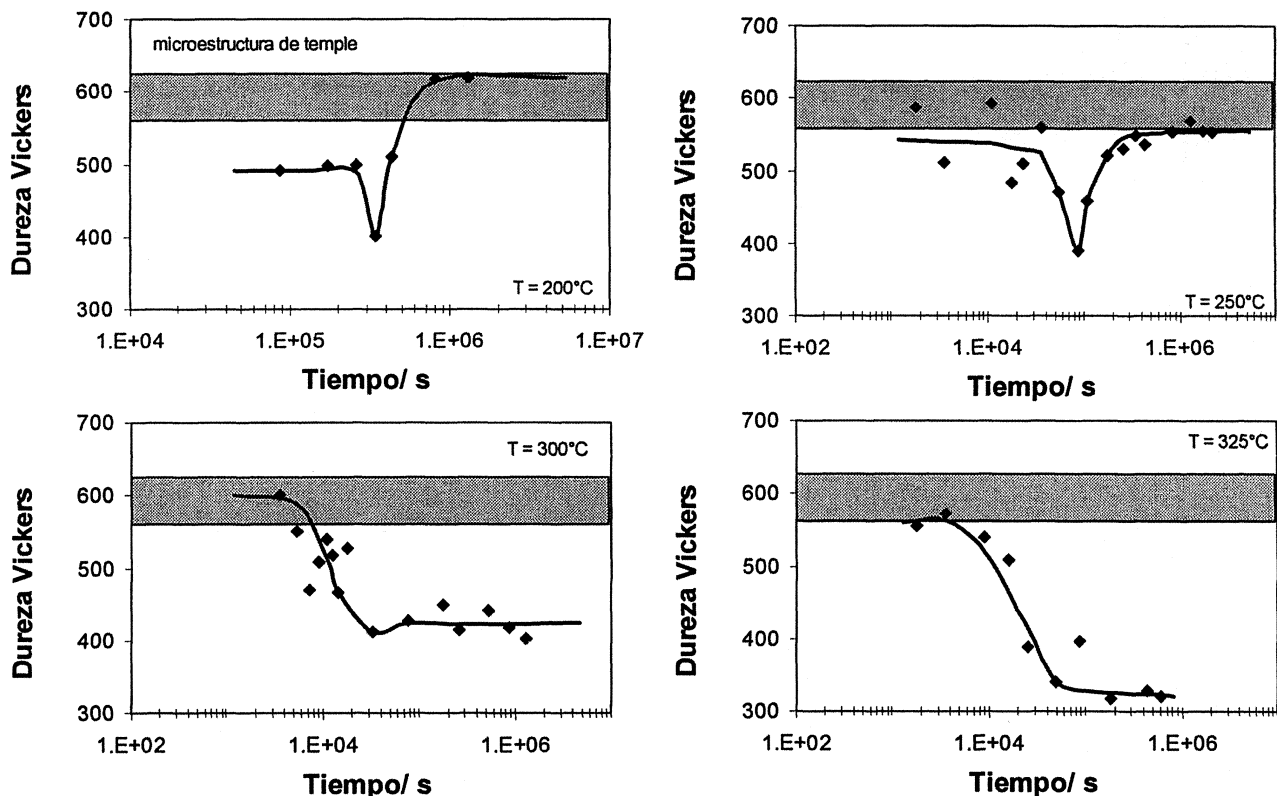


Figura 5. Evolución de la dureza Vickers con la temperatura y tiempo de transformación isotérmico. Las bandas sombreadas representan la dureza de microestructuras formadas por martensita y austenita. Nota: la escala de tiempo de la figura para T = 200 °C es diferente de las demás.

Figure 5. Vickers hardness as a function of isothermal transformation temperature and time. The shaded bands represent the hardness of martensitic microstructures formed by a mixture of martensite and austenite. Note that the time scale of the figure for T = 200 °C is different from the other graphs.

y como ya se ha comentado con anterioridad; las austenitas cercanas a las ferritas bainíticas estarán enriquecidas en carbono, por lo que tras el temple a temperatura ambiente se tendrá una mezcla de ferrita/austenita/martensita. Según avanza la transformación, la austenita se enriquece más en carbono, de forma tal que la austenita permanece retenida tras el temple, siendo la microestructura una mezcla de austenita retenida y ferrita bainítica. La desaparición progresiva de la martensita explica la disminución de la dureza y la recuperación de la misma para temperaturas de transformación bajas (200 y 250 °C) se explica en términos de una mayor fracción de volumen (Fig. 4) de ferrita bainítica, más fina que la formada a temperaturas superiores, tal y como se detallara más adelante.

Por consiguiente, los resultados experimentales obtenidos en el acero estudiado por transformación isotérmica a 200 °C, permiten obtener microestructuras bainíticas con durezas por encima de los 600 HV, un valor nunca alcanzado para este tipo de microestructuras.

La figura 6 muestra una selección de micrografías de transmisión del acero estudiado, obtenidas en diferentes condiciones de transformación. Tal como se puede apreciar, en estas microestructuras, obtenidas a bajas temperaturas de transformación, las subunidades o placas de ferrita bainítica son extremadamente finas y largas, y están separadas por láminas delgadas de austenita. Es también evidente, en ellas, la existencia de gran cantidad de dislocaciones tanto en la ferrita bainítica como en la austenita. Tal y como se esperaba, debido al alto contenido en silicio de este acero no se han encontrado precipitados de ningún tipo en estas microestructuras.

A partir de micrografías de transmisión, se ha medido el espesor de las placas de ferrita bainítica^[18], cuyos resultados, tras corregirlos estereográficamente^[18], se recogen en la figura 7. Las placas, tanto más finas cuanto más baja es la temperatura de transformación, son, junto con sus altas fracciones de volumen, las causantes directas de los altos valores de dureza alcanzados, 600 HV para la transformación bainítica a 200 °C. Dentro de los factores que afectan a la resistencia, la contribución específica que tiene el espesor de placa "e" viene dado por $A\sigma \cong 115/(2e)$ donde e viene dado en micras^[19 y 20]. Así, $A\sigma \cong 311 \text{ MPa}$ para los espesores de placa 185 nm obtenidos a 325 °C, mientras que a 200 °C, con espesores de 35 nm, $A\sigma \cong 1.642 \text{ MPa}$.

Finalmente, tal y como se ha detallado en la introducción de este trabajo, la transformación bai-

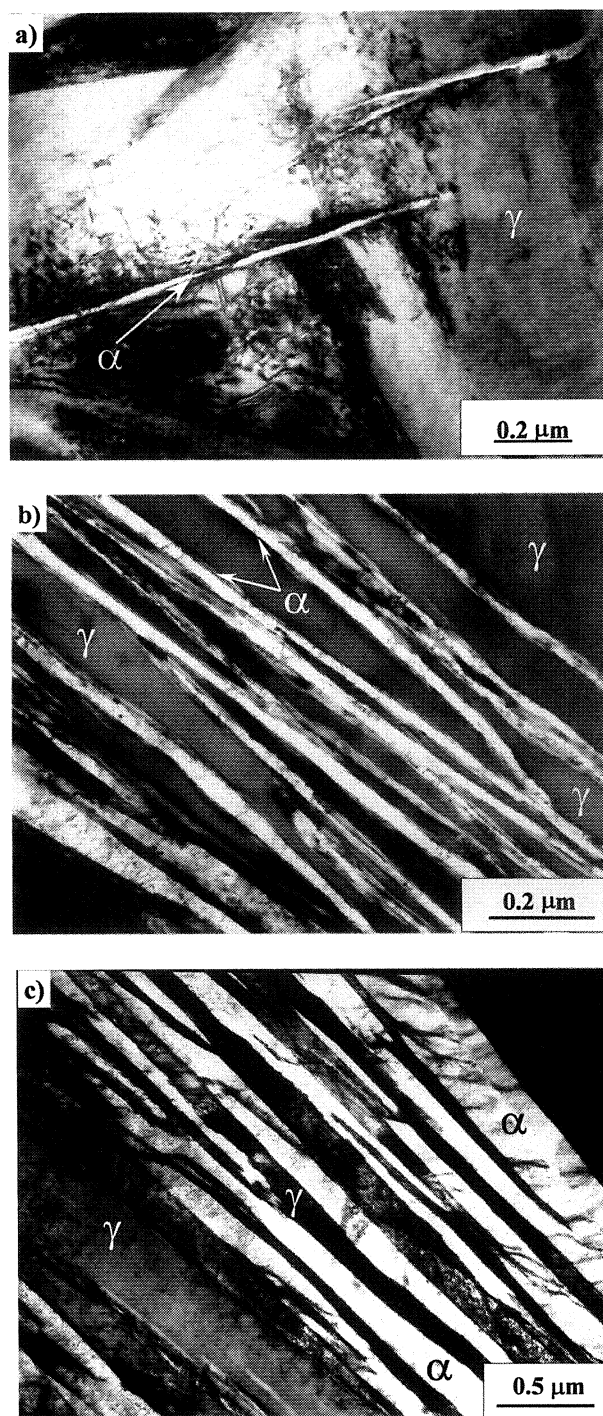


Figura 6. Micrografías de transmisión de la microestructura obtenida, a) a 200 °C tras 4 días, comienzo de la transformación, b) a 200 °C tras 5 días, c) a 250 °C tras 30 h.

Figure 6. Transmission electron micrographs of microstructure obtained a) 200 °C after 4 days, beginning of transformation, b) 200 °C after 5 days, c) 250 °C after 30h.

nítica tiene lugar hasta que la austenita alcanza la concentración crítica dada por la curva T_0' , quedando austenita retenida enriquecida en carbono que no puede seguir transformándose a bainita. Los datos experimentales, obtenidos por rayos-X,

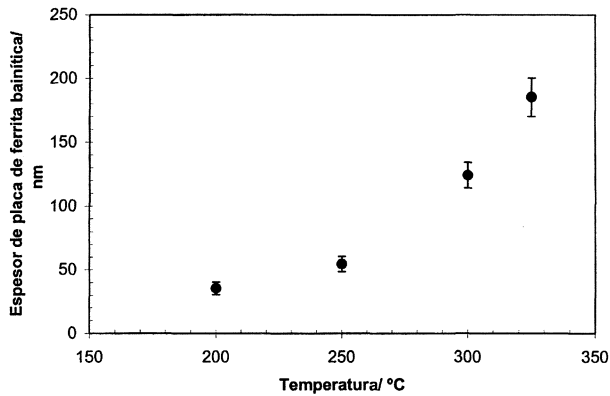


Figura 7. Espesor de las placas de ferrita bainíticas tras corrección estereológica, a las distintas temperaturas de transformación.

Figure 7. Stereologically corrected thickness of bainite plates as a function of the transformation temperature.

del contenido de carbono de la ferrita y de la austenita cuando la transformación ha concluido se muestran en la figura 8. En esta misma gráfica, se presentan los valores teóricos calculados para la línea T_0 y Ae_3 , utilizando el software para cálculos termodinámicos MTDATA [21] y la base de datos SGTE para aceros. Tal y como era de esperar del fenómeno de reacción incompleta [2], la concentración en carbono de la austenita, una vez concluida la transformación, está muy por debajo de aquella que se correspondería a condiciones de equilibrio, Ae_3 , y mucho más próxima a la curva T_0 . Un dato muy interesante es el alto contenido de carbono en solución que tiene la ferrita bainítica. Se cree que este carbono se encuentra atrapado en defec-

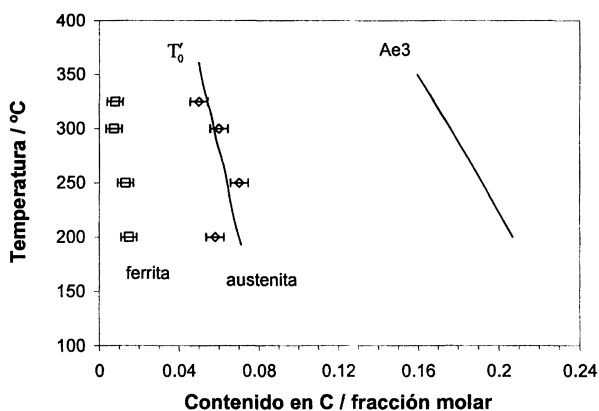


Figura 8. Datos experimentales obtenidos por rayos-X del contenido de carbono en ferrita y austenita, y cálculos teóricos de la curva T_0 y Ae_3 en paraequilibrio.

Figure 8. Experimental data obtained by means of X-ray on carbon in bainitic ferrite and austenite against calculated T_0 and paraequilibrium Ae_3 curves.

tos [6 y 22]. Con todo ello se corrobora experimentalmente la validez de la teoría termodinámica utilizada para el diseño de este acero.

4. CONCLUSIONES

Se ha demostrado que, haciendo uso de la teoría termodinámica de transformación bainítica, ha sido posible diseñar un acero de alto contenido de carbono y silicio, cuyas temperaturas de transformación isotérmica son muy bajas (< 200 °C). Las microestructuras obtenidas están libres de cementita y están formadas por placas de ferrita bainítica extremadamente finas, unas decenas de nm, separadas por láminas delgadas de austenita enriquecida en carbono. Esta microestructura posee valores extraordinariamente altos de dureza y resistencia.

Agradecimientos

Los autores agradecen el apoyo económico recibido. F.G. Caballero y C. García-Mateo agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) (proyecto-MAT 2001-1617) y H.K.D.H. Bhadeshia agradece a la EPSRC (Engineering and Physical Science Research Council). F. G. Caballero y C. Garcia-Mateo desean expresar su agradecimiento al Ministerio de Educación y Ciencia por el contrato Ramón y Cajal (Programa RyC 2002/2004 respectivamente). Los autores desean expresar su agradecimiento al Dr. Carlos García de Andrés por su interés y apoyo en la realización de este artículo.

REFERENCIAS

- [1] F.G. CABALLERO, H.K.D.H. BHADESHIA, K.J.A. MAWELLA, D.G. JONES Y P. BROWN, *Rev. Metal. Madrid* 38 (2002) 3-13.
- [2] H.K.D.H. BHADESHIA, *Bainite in steels*, 2nd ed. Institute of Materials, London, 2001.
- [3] H.K.D.H. BHADESHIA, *Acta Metall.* 29 (1981) 1117-1130.
- [4] A. ALI Y H.K.D.H. BHADESHIA, *Mater. Sci. Tech.* 6 (1990) 781-784.
- [5] C. GARCÍA-MATEO Y H.K.D.H. BHADESHIA, *Mater. Sci. Eng. A*, (2004) (En imprenta).
- [6] H.K.D.H. BHADESHIA Y A.R. WAUGH, *Acta Metall.*, 30 (1982) 775-784.
- [7] L.C. CHANG Y H.K.D.H. BHADESHIA, *Mater. Sci. Eng. A* 184 (1994) 17-20.
- [8] I. STARK, G.D.W. SMITH Y H.K.D.H. BHADESHIA, *Solid-Solid Phase Transformations*, Ed. G. W. Lorimer, London, Institute of Metals (1988) 211.

- [9] H.K.D.H. BHADOSHIA, *Metal Sci.* 16 (1982) 159-165.
- [10] H.K.D.H. BHADOSHIA Y D.V. EDMONDS, *Metal Sci.* 17 (1983) 411-419
- [11] H.K.D.H. BHADOSHIA Y D.V. EDMONDS, *Metal Sci.* 17 (1983) 420-425.
- [12] C.A.N. LANZILLOTO Y F.B. PICKERING, *Metal. Sci.* 16 (1982) 371-382.
- [13] N.K. BALLINGER Y T. GLADMAN, *Metal. Sci.* 15 (1981) 95-108.
- [14] M.J. DICKSON, *J. Applied Crystallography* 2 (1969) 176-180.
- [15] D.J. DYSON Y B. HOLMES, *J. I.S. I.* 208 (1970) 469-474.
- [16] H.K.D.H. BHADOSHIA, S.A. DAVID, J.M. VITEK Y R.W. REED, *Mater. Sci. Tech.* 7 (1991) 686-698.
- [17] J.L. LEE Y H.K.D.H. BHADOSHIA, *Mater. Sci. Eng.* A171 (1993) 223-230.
- [18] L.C. CHANG Y H.K.D.H. BHADOSHIA, *Mater. Sci. Tech.* 11 (1995) 874-881.