

Diseño de nuevos aceros bainíticos(*)

F. G. Caballero*, H.K.D.H. Bhadeshia**, K.J.A. Mawella***, D.G. Jones*** y
P. Brown***

Resumen En los últimos años se han diseñado aceros con microestructuras formadas por placas de ferrita bainítica superior y finas regiones de austenita retenida que, por su excelente combinación de propiedades de resistencia y tenacidad, han sido empleados para numerosas aplicaciones. Aunque en estas microestructuras puede haber algo de martensita, su formación puede controlarse aumentando la estabilidad de la austenita retenida. Por otra parte, la presencia de carburos en la bainita, causa de importantes disminuciones de tenacidad en los aceros bainíticos convencionales, se evita gracias al uso del silicio como elemento de aleación. El objetivo de este trabajo es estudiar la posibilidad de optimizar la citada combinación de propiedades, generalmente antagónicas, en muestras masivas para aplicación industrial sujetas a transformaciones por enfriamiento continuo. Para ello, se han diseñado y fabricado tres aleaciones cuyos resultados de caracterización microestructural y propiedades mecánicas demostraron que presentaban la mejor combinación de resistencia y tenacidad jamás publicada, con valores similares a los de aceros treinta veces más caros, como los aceros *maraging*. Los resultados obtenidos han permitido confirmar, también, que el procedimiento empleado para el diseño y preparación de estos aceros ha sido satisfactorio.

Palabras clave Aceros. Bainita. Transformaciones de fase. Modelización.

Design of novel bainitic steels

Abstract Mixed microstructures consisting of fine plates of upper bainitic ferrite separated by thin films of stable retained austenite have seen many applications in recent years because of their impressive combination of strength and toughness. There may also be some martensite present in the microstructure, but its formation can be controlled increasing the stability of the retained austenite. On the other hand, carbides are avoided by the judicious use of silicon as an alloying element. The aim of the present work was to see how far these concepts can be extended in order to achieve the highest ever combination of strength and toughness in bulk-samples subjected to continuous cooling transformation. Three alloys were proposed and manufactured, and the results of metallographic characterisation and mechanical tests have shown that the designed steels have the highest ever combination of strength and toughness for bainitic microstructures, matching even the maraging steels which are at least thirty times more expensive. The experimental results confirm the alloy design procedures.

Keywords Steels. Bainite. Phase transformations. Modelling.

1. INTRODUCCIÓN

En la práctica, los aceros bainíticos convencionales de alta resistencia no han dado resultados tan satisfactorios como los aceros de temple y revenido, debido a los efectos perjudiciales que produce

en la tenacidad del acero la presencia de partículas groseras de cementita en la microestructura bainítica. Sin embargo, la precipitación de cementita durante la transformación bainítica puede evitarse aleando el acero con silicio en cantidades de un 1,5 % aproximadamente. El silicio presenta muy

(*) Trabajo recibido el día 9 de enero de 2001 y aceptado en su forma final el día 30 de julio de 2001.

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

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

(***) Structural Materials Centre, Defence Evaluation Research Agency, R1079, Bldg A7, Farnborough GU14 0LX, UK.

baja solubilidad en la cementita y retrasa el crecimiento de la misma en la austenita residual tras la formación de bainita^[1-12]. El carbono expulsado como consecuencia de la formación de la ferrita bainítica enriquecerá la austenita residual, produciéndose así su estabilización hasta la temperatura ambiente. El resultado es una microestructura formada por placas muy finas de ferrita bainítica separadas por regiones de austenita enriquecidas en carbono. Una microestructura de estas características es ideal desde muchos puntos de vista; en primer lugar, el acero tendrá una alta resistencia a la fractura por clivaje. Por otro lado, existe la posibilidad de mejorar, simultáneamente, la resistencia y la tenacidad debido al tamaño de grano ultrafino de las placas de ferrita bainítica y al efecto de transformación inducida por deformación plástica. Sin embargo, a pesar de todas estas ventajas, la microestructura de ferrita bainítica-austenita no satisface en algunas ocasiones todas sus expectativas. Ello se debe a la inestabilidad de la austenita cuando se presenta en la microestructura en forma de grandes bloques atrapados entre los haces de bainita^[8 y 13]. Estos bloques de austenita, bajo la influencia de pequeñas tensiones, tienden a transformarse en martensitas altas en carbono que producen un efecto fragilizador en la microestructura. Por el contrario, las regiones delgadas de austenita que quedan atrapadas entre las placas de ferrita de los haces de bainita, son mucho más estables por su alta concentración en carbono y por el efecto inhibidor de la transformación martensítica que produce el constreñimiento que ejercen las propias placas de ferrita. Por tanto, cualquier esfuerzo para mejorar las propiedades de estas microestructuras debe dirigirse al diseño de aleaciones en las que se potencie al máximo la transformación a ferrita bainítica, a la vez que se reduzca la fracción de los bloques de austenita residual y se incremente su estabilidad para evitar que se transforme en martensítica. Asimismo, la necesidad de impedir la formación de ferrita proeutectoide antes de que se produzca la formación de bainita en el enfriamiento continuo es otro requisito importante a considerar en el diseño. Dicho requisito está relacionado con la templabilidad del acero en cuanto a que ésta da una idea de la situación de los frentes de transformación en el diagrama CCT del acero.

Existen aplicaciones industriales, como la fabricación de grandes componentes por forja, donde se usan aceros martensíticos endurecidos por precipitación con requerimientos de resistencia y tenacidad de 1.100 MPa y 125 MPa \sqrt{m} , respectivamente.

Estos niveles de propiedades mecánicas nunca han sido alcanzados en aceros bainíticos con microestructura de ferrita bainítica y austenita retenida. El objetivo de este trabajo se centra en analizar la forma de conseguir, por enfriamiento continuo, la mejor combinación posible de resistencia y tenacidad en nuevos aceros bainíticos para aplicación industrial. Para ello, se ha propuesto un grupo de aleaciones que han sido diseñadas mediante el uso combinado de modelos termodinámicos y cinéticos y la aplicación de principios fundamentales de metalurgia física. Evidentemente, además de los fundamentos teóricos empleados para el diseño de dichas aleaciones, en este trabajo también se han tenido en cuenta los factores que hacen viable su aplicación industrial, especialmente los relacionados con el procesado. En este sentido, se ha considerado que la fabricación de los nuevos aceros bainíticos debe ser competitiva en cuanto a costes y no debe entrañar dificultades técnicas u operativas adicionales. Por otra parte, en todo este trabajo se ha tenido siempre presente que la creatividad en el diseño es una cualidad tan importante para el éxito comercial de una aleación como el conocimiento científico. Hasta el momento, el uso de modelos teóricos y la aplicación de principios fundamentales de metalurgia física no habían sido incorporados a la producción industrial de este tipo de aceros, por lo que el éxito de las aleaciones diseñadas, fabricadas específicamente para esta investigación y que han dado resultados sorprendentes a nivel microestructural y de comportamiento mecánico, ha supuesto un punto de partida de excelentes resultados en la colaboración industria-investigación.

2. DISEÑO DE ALEACIONES. PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES

Como se indicaba anteriormente, el objetivo de este trabajo es diseñar nuevos aceros bainíticos para aplicaciones industriales con altas exigencias en cuanto a sus características mecánicas. La tabla I especifica las propiedades de resistencia y tenacidad establecidas para dichas aplicaciones.

Investigaciones anteriores llevadas a cabo por Bhadeshia y Edmonds^[8 y 9], así como los trabajos de Miihkinen y Edmonds^[10-12] para dos aceros bainíticos con alto contenido en silicio, de composición nominal Fe-0,2C-2Si-3Mn y Fe-0,4C-2Si-4Ni en % en peso, demostraron que estas aleaciones abrían un nuevo futuro en el desarrollo de los aceros bainíticos. Ambas aleaciones presentaban

Tabla I. Propiedades mecánicas requeridas en aceros para aplicaciones industriales de altas exigencias*Table I. Required mechanical properties for demanding industrial applications*

$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	Alargamiento (%)	RA (%)	CV _{-40 °C} (J)	K_{Ic} (MPa \sqrt{m})
1.000	1.100	12	50	40	125

$R_{p0,2}$: límite elástico convencional con 0,2 de alargamiento; R_m : resistencia a la tracción; RA: reducción en área; CV: energía absorbida en el impacto; K_{Ic} : tenacidad a la fractura.

niveles de resistencia y tenacidad cercanos a los de los aceros comerciales martensíticos de alta resistencia cuando se trataban isotérmicamente a las temperaturas de transformación bainítica. Estas aleaciones experimentales se diseñaron para estudiar la transformación bainítica, pero nunca se desarrollaron con un propósito industrial. Partiendo de los conocimientos alcanzados en estas investigaciones y tomando siempre como referencia los dos aceros bainíticos estudiados por Miihkinen y Edmonds^[10-12], en este trabajo, se han usado diferentes modelos teóricos de forma combinada, para diseñar nuevas aleaciones en las cuales poder obtener las mejores propiedades mecánicas mediante transformaciones de fases en enfriamiento continuo.

La transformación bainítica tiene lugar mediante el crecimiento adifusional de pequeñas placas de ferrita denominadas 'sub-unidades' y la posterior difusión del exceso de carbono de dichas placas a la austenita residual que las rodea. Un crecimiento adifusional de este tipo sólo es termodinámicamente posible si la concentración de la austenita residual es menor que la concentración en carbono dada por la curva T_o que ilustra el "fenómeno de reacción incompleta"^[14-17]. Tal restricción termodinámica supone que la cantidad máxima de bainita que puede formarse a una temperatura dada está limitada. Así, la curva T_o de reacción incompleta puede emplearse para optimizar las propiedades mecánicas del acero mediante la disminución de la cantidad de bloques de austenita, siempre inestable, presentes en la microestructura^[8 y 9] o, lo que es lo mismo, mediante el aumento de la cantidad de ferrita bainítica formada.

El contenido en carbono de la austenita, x_γ , tras la formación de una fracción en volumen de ferrita bainítica, V_b , en una aleación con conteni-

do en carbono promedio, \bar{x} , viene dado por la siguiente expresión^[7]:

$$x_\gamma = \bar{x} + V_b \frac{(\bar{x} - s)}{1 - V_b} \quad (1)$$

donde, s es la cantidad de carbono atrapado en la ferrita bainítica y será igual a 0,03 % cuando el carbono atrapado en la ferrita bainítica esté en solución sólida (bainita alta), tomando el valor de 0,27 % cuando esté en forma de carburos dentro de la propia ferrita bainítica (bainita baja).

De acuerdo con la restricción impuesta por la curva T_o y según lo establecido en la ecuación (1), existen dos métodos para incrementar el nivel máximo permitido de transformación a ferrita bainítica. El primero sería reducir el contenido en carbono promedio del acero (\bar{x}). De esta forma, la concentración crítica de carbono en la austenita, para la cual es imposible la transformación adifusional de austenita en ferrita bainítica, se alcanza en un estado más avanzado de la transformación, con la consiguiente formación de una mayor fracción de volumen de ferrita bainítica. Por supuesto, este método sólo es útil si la reducción del contenido nominal en carbono de la aleación no da lugar, al mismo tiempo, a una disminución inaceptable de la resistencia. Un segundo método sería modificar los elementos sustitucionales de aleación, de tal forma que la curva T_o se desplace a concentraciones de carbono en la austenita más altas^[7, 8 y 14]. Los elementos sustitutivos de aleación, además de modificar la curva T_o , también afectan a la templeabilidad del acero, factor muy importante del diseño, teniendo en cuenta que su microestructura debe obtenerse por enfriamiento continuo. Por otra parte, para el diseño de estos aceros se consideró útil emplear la información suministrada por los diagramas de transformación isotérmica (TTT), ya que permiten conocer el efecto de los elementos aleantes sobre los frentes de transformación y, lo que es también muy importante, tener una orientación preliminar del comportamiento de las transformaciones en enfriamiento continuo. Así, en este trabajo, se ha utilizado un modelo termodinámico^[18] para calcular los diagramas TTT a partir, únicamente, de la composición química del acero.

Haciendo uso de todos los conocimientos teóricos referidos hasta aquí y combinando adecuadamente la información obtenida, se proponen las siguientes modificaciones a la composición química

de los dos aceros bainíticos de referencia^[10-12], con el fin de incrementar la fracción de volumen de ferrita bainítica presente en los nuevos aceros bainíticos diseñados:

- El contenido en silicio de los aceros se redujo al mínimo requerido (1,5 %) para suprimir la precipitación de carburos en la austenita. Esta disminución permite mejorar la tenacidad al impacto, a la vez que se mejoran el nivel de carbono indicado por la curva T_o y la templabilidad.
- Con el fin de aumentar la resistencia del acero de referencia Fe-0,2C-2Si-3Mn, se incrementó el contenido en carbono a 0,3 %. Sin embargo, el contenido de manganeso se redujo hasta el 2 % para mantener las propiedades de tenacidad. En este sentido, se comprobó mediante cálculo que la curva T_o se desplaza hacia contenidos de carbono más altos cuando el contenido de manganeso se reduce en la aleación. No obstante, es necesario considerar que una reducción en manganeso reduce la templabilidad del acero.
- Para aumentar la tenacidad del acero Fe-0,4C-2Si-4Ni, se redujo la cantidad de carbono a 0,3 %. Los cálculos demostraron que la templabilidad no cambiaba de forma apreciable. Se obtuvieron mejoras sustanciales en resistencia y tenacidad añadiendo 1,44 % de cromo a este acero. Sin embargo, con esta adición la curva T_o se desplazaba a concentraciones en carbono mucho más bajas. Por otra parte, el níquel fue reducido en este acero hasta un 3,5 % para aumentar el contenido en carbono de la austenita residual sin sacrificar la templabilidad de forma significativa. A diferencia de lo realizado en el acero con níquel, aunque con similar objetivo, se añadió 1,30 % de cromo en el acero con manganeso sin cambiar su contenido en manganeso.
- Dado que los aceros comerciales contienen inevitablemente fosfuros y otras impurezas y con el fin de reducir los posibles problemas de fragilidad producidos por ellas, aumentando a su vez la templabilidad, los aceros de referencia se alearon con molibdeno. Sin embargo, este elemento desplaza la curva T_o hacia menores niveles de carbono, por lo que su contenido en la aleación se limitó a un 0,25 %.
- Por último, se añadió vanadio en los dos aceros de referencia para restringir el crecimiento de grano austenítico durante el tratamiento de austenización.

Tras un gran número de cálculos, desarrollos y modelizaciones teóricas, se han propuesto los nuevos aceros bainíticos cuya composición química se indica en la tabla II.

La etapa final y, tal vez, más importante en el diseño de un acero para aplicación industrial, es la predicción de la microestructura formada en el mismo bajo unas determinadas condiciones de enfriamiento. Con este objetivo, se seleccionaron las velocidades de enfriamiento que se obtendrían en el centro de una barra de 210 mm de diámetro al enfriarla desde 900 °C hasta la temperatura ambiente, en aire, aceite y agua^[19]. Para la predicción de la microestructura se emplearon modelos descritos en la literatura^[20 y 21]. En la tabla III se representa la composición microestructural predicha en los tres aceros para cada uno de los tres diferentes tipos de enfriamiento citados. Los resultados de esta tabla evidencian que el modelo empleado no es capaz de diferenciar las fracciones de volumen para distintos enfriamientos cuando los componentes microestructurales formados son los mismos. Sin embargo, en una primera aproximación parece desprenderse que en el acero denominado A-Mn sólo se alcanzará una cantidad mayoritaria de bainita para el enfriamiento al aire, mientras que en los aceros denominados B-Ni1 y C-Ni2 se alcanzará, tanto para enfriamientos al aire como al aceite. De cualquier forma, en todos los casos en los que se produzca una transformación mayoritaria a bainita (>60 %), es esperable que la austenita se encuentre en forma de finas láminas rodeando a las sub-unidades de ferrita bainítica y, por consiguiente, que las propiedades de tenacidad del acero sean óptimas.

De acuerdo con las composiciones químicas propuestas en la tabla II, se fabricaron pequeños lingotes de 35 kg de cada uno de los tres aceros, en un horno de inducción en vacío, usando materiales base de alta pureza. La tabla IV muestra la composición de los tres aceros fabricados por este

Tabla II. Propuesta de la composición química de los aceros diseñados, (% en Peso)

Table II. Proposal of chemical composition of designed steels, (wt-%)

Acero	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
A-Mn	0,30	1,5	2,00	-	1,30	0,25	0,1
B-Ni1	0,30	1,5	-	3,5	1,44	0,25	0,1
C-Ni2	0,30	1,5	-	3,5	1,44	0,25	-

Tabla III. Resultados del modelo de transformación en enfriamiento continuo de los aceros diseñados*Table III. Continuous cooling transformation model results for the designed steels*

Acero	Enfriamiento	Microestructuras finales
A-Mn	Aire	0,88B+0,12A
	Aceite	0,71M+0,26A+0,03B
	Agua	0,72M+0,26A+0,02B
B-Ni1	Aire	0,89B+0,11A
	Aceite	0,89B+0,11A
	Agua	0,56M+0,22B+0,22A
C-Ni2	Aire	0,89B+0,11A
	Aceite	0,89B+0,11A
	Agua	0,52M+0,27B+0,21A

B: bainita, A: austenita y M: martensita

Tabla IV. Composición química de los aceros fabricados, (% en Peso)*Table IV. Actual chemical composition of manufactured steels, (wt-%)*

Acero	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
A-Mn	0,32	1,45	1,97	< 0,02	1,26	0,26	0,10
B-Ni1	0,31	1,51	< 0,01	3,52	1,44	0,25	0,10
C-Ni2	0,30	1,51	< 0,01	3,53	1,42	0,25	< 0,005

procedimiento. Los lingotes se forjaron en caliente hasta espesores de 65 mm y, posteriormente, se homogeneizaron a 1.200 °C. Este material se cortó en muestras más pequeñas, que se forjaron hasta espesores de 50 mm. Las muestras de este nuevo material se austenizaron a 900 °C durante 2 h e, inmediatamente, se prensaron en caliente hasta reducir su espesor a 25 mm, antes de que la temperatura descendiera por debajo de 750 °C. Finalmente, se enfriaron al aire. En la figura 1 se representa un esquema de la ruta de deformación y tratamientos térmicos aplicados, que simula las condiciones estándar de conformado usadas habitualmente en la industria para el tratamiento termomecánico de aceros bainíticos.

Las microestructuras de los aceros diseñados fueron caracterizadas, inicialmente, por microscopía óptica y electrónica de barrido. Para esta últi-

ma se empleó un equipo JEOL JXA-820 operando a 10-15 kV, con muestras pulidas y atacadas con una solución de Nital-2 %. La fracción de volumen de bainita (V_b) se estimó mediante un procedimiento de conteo sistemático^[22] sobre micrografías electrónicas de diez diferentes campos de cada muestra.

La caracterización constitucional de la bainita se realizó mediante microscopía electrónica de transmisión, empleando un equipo JEOL JEM-200 CX operando a 200 kV. Para ello, se prepararon muestras delgadas a partir de cilindros de 3 mm de diámetro que fueron cortadas en discos de 100 µm de espesor y adelgazadas mediante desbaste con papel de carburo de silicio de 800 grit hasta un espesor de 50 µm. Finalmente, fueron electropulidas usando una solución de 5 % ácido perclórico, 15 % glicerol y 80 % etanol a temperatura ambiente y una unidad de electropulido de doble chorro a 40 V.

La determinación de la fracción de volumen de austenita retenida en la microestructura se realizó mediante análisis cuantitativo de rayos X. Para ello, se cortaron muestras cuadradas de 10 mm de lado y 5 mm de espesor que se desbastaron y, después, se pulieron usando pasta de diamante de 0,25 µm y, por último, se atacaron con Nital-2 % con el fin de conseguir una superficie libre de deformación en la muestra. El equipo utilizado fue un difractor de rayos X Philips - PW 1730 con radiación no filtrada Cu- $K\alpha$. La muestra fue escaneada de forma escalonada a una velocidad de 1 grado por minuto (2θ) operando a 40 kV y 40 mA. El contenido de austenita retenida se calculó a partir de las intensidades integradas de los picos (200), (220) y (311) de la austenita, y los planos (002), (112) y (022) de la ferrita^[23]. Se seleccionaron tres picos de cada fase con el fin de evitar errores en las medidas debidos a cualquier problema de textura cristalográfica en la muestra^[24]. La concentración de carbono en la austenita se estimó a partir de las medidas del parámetro de red de la austenita retenida^[25].

En relación con la determinación de propiedades mecánicas, los ensayos de tracción se realizaron a temperatura ambiente de acuerdo a la norma BS EN 10 002-1: 1990, en una máquina de tracción Instron-6025 de 100 kN a una velocidad de travesaño de 2 mm por minuto. Se realizaron dos ensayos por cada determinación.

La energía absorbida en el impacto se midió a diferentes temperaturas entre temperatura ambiente y -120 °C, mediante una máquina de ensayo Charpy de 300 J. Las muestras se ensayaron de

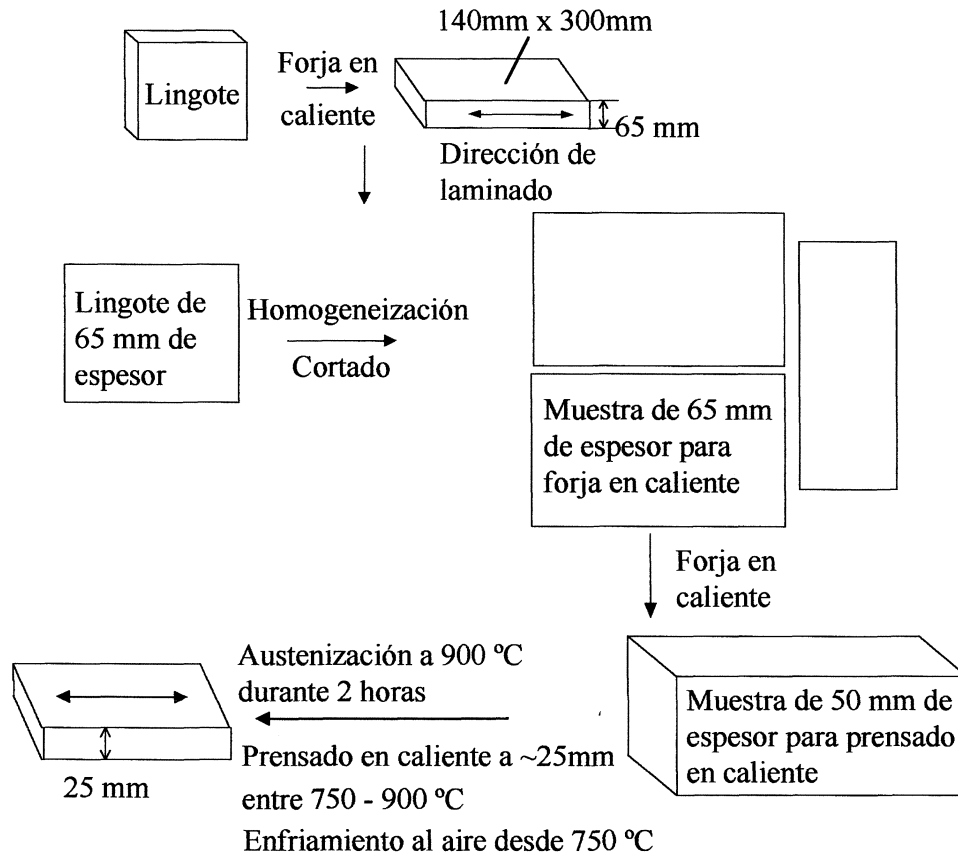


Figura 1. Ruta de conformado.

Figure 1. Manufacturing route.

acuerdo a la norma BS EN 10 045-1: 1990, empleándose seis muestras para cada determinación.

Para medir la tenacidad a la fractura (K_{Ic}) a temperatura ambiente en los aceros B-Ni1 y C-Ni2 se usaron muestras compactas de tensión, de acuerdo a la norma BS 7448 Part1: 1991, en una máquina servohidráulica ESH de 100 kN a una velocidad de travesaño de 1 mm por minuto.

La caracterización fractográfica de los aceros se realizó sobre muestras Charpy en un microscopio electrónico de barrido JEOL JXA-820 operando a 20 kV.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La figura 2 muestra las micrografías electrónicas de barrido de las microestructuras iniciales de los aceros diseñados. En estas micrografías, las láminas de austenita entre los haces de ferrita bainítica han sido disueltas por el ataque y se muestran más oscuras, mientras que la ferrita bainítica y las regiones de martensita se revelan en un color pálido y

sin atacar. Con el fin de diferenciar la martensita de la ferrita bainítica en las microestructuras originales se revinieron a 200 °C durante 2 h, muestras de todos los aceros. Como se ilustran en las figuras 2b y 2c, las regiones de la microestructura inicial del acero B-Ni1 que cambian su apariencia tras el revenido, corresponden a bloques, originalmente de martensita, sobre los que el carbono sobresaturado en la martensita precipita en forma de carburos. El revenido permite discriminar ambos constituyentes porque, a diferencia de la martensita, a temperaturas tan bajas de revenido (200 °C) la ferrita bainítica no se ve afectada por no estar sobresaturada en carbono. La tabla V describe cuantitativamente las microestructuras iniciales de los aceros diseñados. Estos resultados y las micrografías mostradas en la figura 2 revelan que los aceros B-Ni1 y C-Ni2 presentan, como se deseaba, una microestructura formada principalmente por ferrita bainítica y austenita retenida. Debido al alto contenido de carbono de la austenita (x_γ) en estos aceros (Tabla V), la mayoría de la austenita

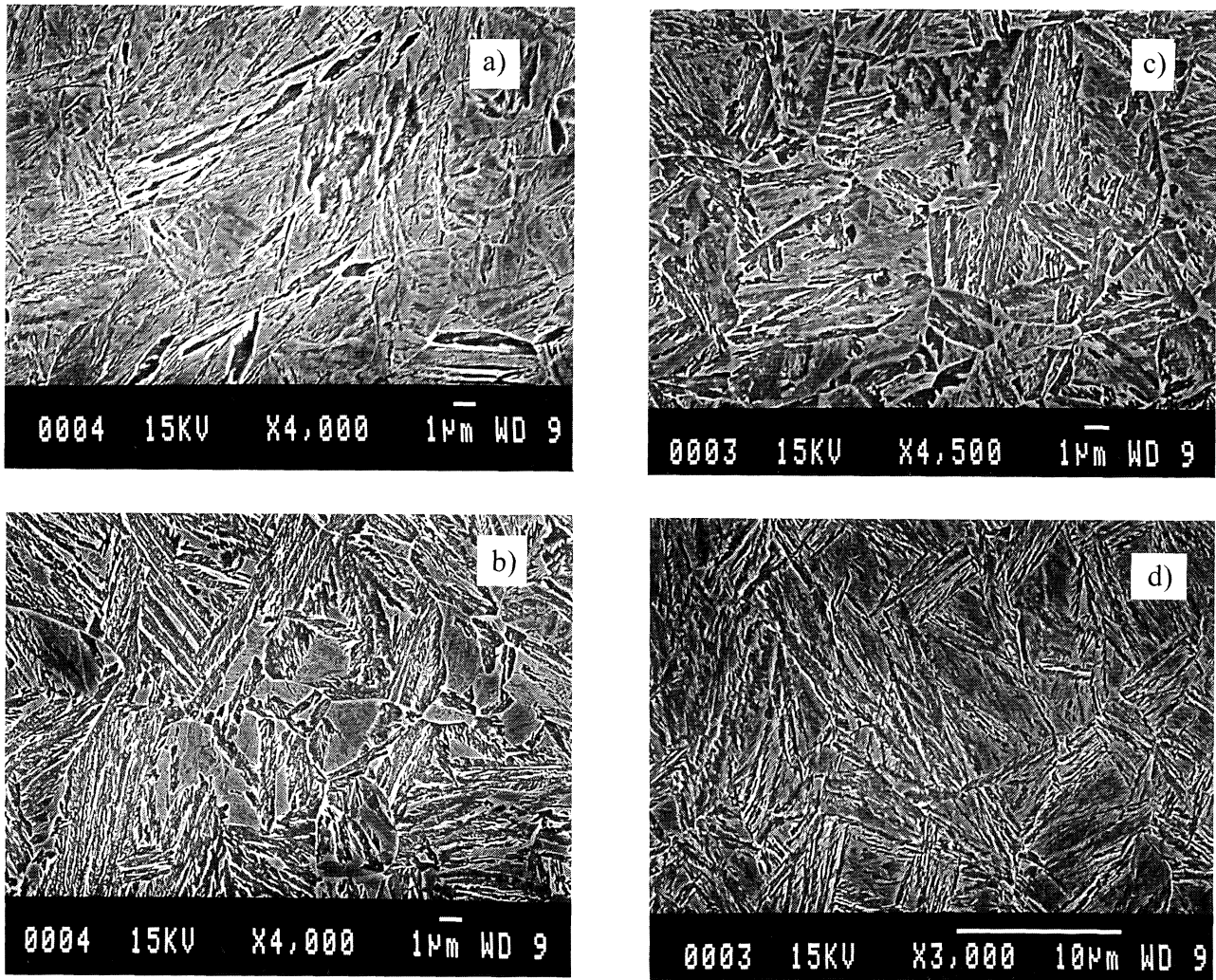


Figura 2. Micrografías electrónicas de barrido de microestructuras de las aleaciones diseñadas. (a) Microestructura inicial del acero A-Mn; (b) Microestructura inicial del acero B-Ni1; (c) Microestructura de revenido a 200 °C durante 2 h del acero B-Ni1; (d) Microestructura inicial del acero C-Ni2.

Figure 2. Scanning electron micrographs of microstructures in the designed alloys. (a) A-Mn alloy as received microstructure; (b) B-Ni1 alloy as received microstructure; (c) B-Ni1 alloy as tempered at 200 °C for 2 h microstructure; (d) C-Ni2 alloy as received microstructure.

Tabla V. Caracterización de la microestructura inicial de los aceros estudiados

Table V. Characterisation of initial microstructure of the studied steels

Acero	V_b	V_γ	V_α	x_γ , (% en peso)	Dureza Vickers 30 kg*
A-Mn	$0,26 \pm 0,01$	$0,07 \pm 0,01$	$0,67 \pm 0,02$	0,55	597 ± 2
B-Ni1	$0,62 \pm 0,05$	$0,12 \pm 0,01$	$0,26 \pm 0,04$	0,92	493 ± 5
C-Ni2	$0,81 \pm 0,06$	$0,11 \pm 0,01$	$0,08 \pm 0,05$	1,03	536 ± 6

V_b : fracción de volumen de ferrita bainítica; V_γ : fracción de volumen de austenita retenida; V_α : fracción de volumen de martensita; x_γ : contenido en carbono de la austenita.

*Los valores de dureza corresponden a la media aritmética de diez medidas

residual presente en la microestructura tras la formación de bainita queda retenida a temperatura ambiente después del enfriamiento.

Debido a la alta fracción de volumen de ferrita bainítica presente en las microestructuras iniciales de los aceros B-Ni1 y C-Ni2 (0,62 y 0,81, respectivamente), la austenita retenida se encuentra, principalmente, en forma de láminas finas entre las sub-unidades de ferrita bainítica. La figura 3 muestra imágenes de microscopía electrónica de transmisión en campo claro de estos aceros, donde se observan microestructuras típicas de bainita superior libre de carburos con láminas de austenita retenida entre las placas de ferrita bainítica. Dichas láminas presentan una morfología ondulada, característica de la bainita en aceros con alto contenido en silicio (Fig. 3b)^[10-12 y 26].

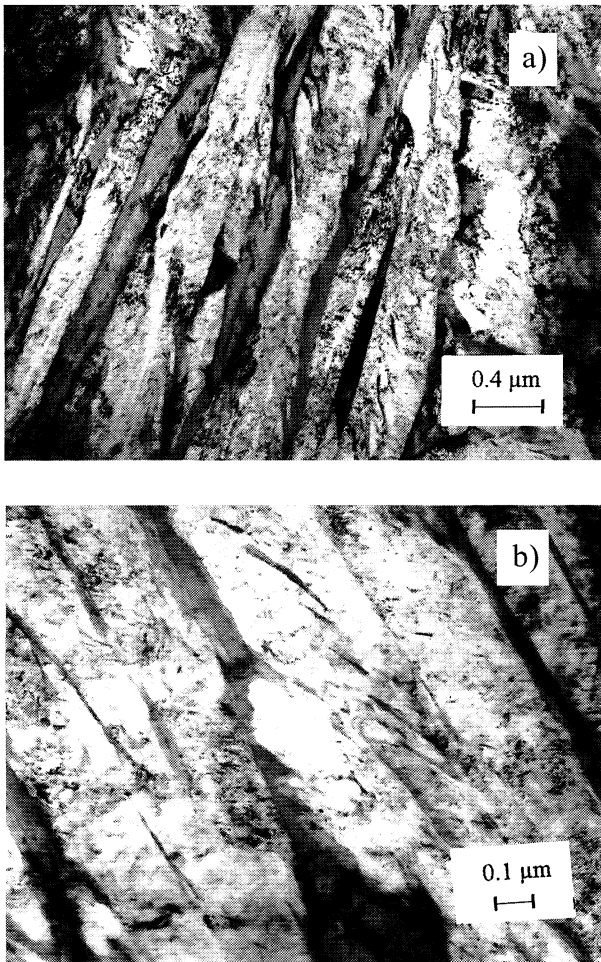


Figura 3. Micrografías electrónicas de transmisión en campo claro de microestructuras formadas por ferrita bainítica y láminas de austenita retenida. (a) Acero B-Ni1; (b) Acero C-Ni2.

Figure 3. Bright field images of microstructures formed by bainitic ferrite and films of retained austenite. (a) B-Ni1 steel; (b) C-Ni2 steel.

En el acero A-Mn la situación es bastante diferente. El bajo grado de transformación a bainita, que tiene lugar en este acero, hace que la mayoría de la austenita residual transforme a martensita durante el enfriamiento, debido al bajo enriquecimiento en carbono (0,55 %) de la misma (Tabla V). Así, sólo un 7 % de la austenita residual queda retenida a temperatura ambiente (Tabla V). Estos resultados están de acuerdo con los publicados en referencia a la inestabilidad de la austenita residual en función de su contenido de carbono^[8].

Por otro lado, los resultados de dureza especificados en la tabla VI no dejan lugar a duda respecto a que las microestructuras iniciales de los aceros B-Ni1 y C-Ni2 están formadas, principalmente, por ferrita bainítica y austenita retenida. En efecto, los valores de dureza de las microestructuras iniciales de estos aceros son más similares a los de las microestructuras mayoritariamente bainíticas obtenidas isotérmicamente a 375 °C, que a los de las microestructuras obtenidas por temple en agua y formadas, principalmente, por martensita. Por este mismo razonamiento, es coherente que la dureza de la microestructura inicial del acero A-Mn sea similar a la dureza de su correspondiente microestructura de temple y bastante diferente de la bainítica obtenida isotérmicamente.

La tabla VII muestra los resultados de los ensayos de tracción. La contribución principal a la resistencia de las microestructuras bainíticas

Tabla VI. Dureza de diferentes microestructuras de los aceros estudiados

Table VI. Hardness of different microstructures of the studied steels

Acero	Tratamiento térmico	Dureza Vickers-30 kg*
A-Mn	Microestructura inicial	597 ± 2
	TA	605 ± 5
	350 °C / 30 min, TA	467 ± 7
B-Ni1	Microestructura inicial	493 ± 5
	TA	647 ± 8
	375 °C / 30 min, TA	426 ± 4
C-Ni2	Microestructura inicial	536 ± 6
	TA	669 ± 7
	375 °C / 30 min, TA	423 ± 9

TA: Temple en agua

*Los valores de dureza corresponden a la media aritmética de diez medidas

Tabla VII. Propiedades de resistencia y tenacidad a la fractura*Table VII. Tensile and fracture toughness properties*

Acero	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	Alargamiento (%)	RA (%)	CV _{-40 °C} (J)	K_{max} (MPa \sqrt{m})	J_{max} (MPa m)	K_{Jmax} (MPa \sqrt{m})
A-Mn	1.167	1.790	13	44	31 ± 1			
B-Ni1	1.150	1.725	14	55	43 ± 1	125	0,114	160
C-Ni2	1.100	1.625	14	59	46 ± 1	128	0,134	174

$R_{p0,2}$: límite elástico convencional con 0,2 de alargamiento; R_m : resistencia a la tracción; RA: reducción en área; CV: energía absorbida en el impacto; K_{max} : factor de intensidad de tensión en carga máxima; J_{max} : integral J en carga máxima; K_{Jmax} : valor de intensidad de tensión calculado a partir del valor J_{max} .

proviene del tamaño extremadamente fino de las placas de ferrita bainítica, las cuales presentan unas dimensiones medias de 10 μm de longitud y 0,2 μm de espesor (Fig. 3), lo que supone un recorrido libre medio, para el deslizamiento de dislocaciones, realmente ínfimo^[27].

Es difícil evaluar el efecto de la austenita retenida en la resistencia a la tracción de estas microestructuras aunque, cualitativamente, podemos decir que la austenita afecta a la resistencia de diferentes maneras. Por una parte, puede transformarse a martensita durante el enfriamiento y así elevar la resistencia de la microestructura, como ocurre en el acero A-Mn (Tablas V y VII). Por otra, las láminas de austenita retenida entre las placas de ferrita bainítica pueden aumentar la resistencia al transformarse en martensita durante el ensayo de tracción, como consecuencia de un fenómeno de transformación martensítica inducida por deformación. En otro orden de ideas, la austenita retenida aumenta el coeficiente de endurecimiento por deformación del acero. Su presencia, unido a la gran densidad de dislocaciones habitual en estas microestructuras, explica la baja relación entre el límite elástico y la resistencia máxima a la tracción ($R_{p0,2}/R_m$) de estos aceros, ya señalada para otros aceros bainíticos convencionales en otras investigaciones^[28].

El alargamiento y la reducción en área de estas microestructuras están controlados principalmente por la fracción en volumen de austenita retenida^[29]. La austenita es una fase más dúctil que la ferrita bainítica, por lo que es lógico que su presencia favorezca la ductilidad del material, tanto más, cuanto más homogéneamente se distribuya entre las placas de ferrita bainítica (austenita en forma de láminas). Por el contrario, la presencia de austenita

en forma de bloques afectará desfavorablemente tanto al alargamiento como a la resistencia máxima del material. A partir de la tabla VII se puede concluir que todos los aceros diseñados presentan una combinación de alta resistencia y buena ductilidad, y que las propiedades de tracción son mucho más altas que las que se requieren para aplicaciones industriales de altas exigencias (Tabla I).

La tabla VII también muestra los resultados de los ensayos de impacto Charpy a -40 °C para los tres aceros. El nivel de energía absorbida señalado en la tabla I para la aplicación industrial de estos aceros es superado ampliamente por los aceros B-Ni1 y C-Ni2, pero no por el A-Mn. En efecto, la tenacidad mejora considerablemente cuanto mayor es la fracción de volumen de bainita presente en la microestructura, es decir, cuanto menor es la cantidad de martensita y de austenita en forma de bloques y, en general, cuanto mayor es la estabilidad de la austenita residual. Como puede verse en los resultados de los aceros B-Ni1 y C-Ni2 (Tabla VII), la mejora de tenacidad se produce sin un empeoramiento simultáneo de la resistencia a la tracción. La figura 4 muestra las superficies de fractura de las muestras Charpy ensayadas a temperatura ambiente. Los dos aceros aleados con níquel, B-Ni1 y C-Ni2, presentan superficies de fractura dúctil en forma de copa, mientras el acero A-Mn, que presenta grandes cantidades de martensita en su microestructura, muestra una fractura de cuasiclivaje con algunas áreas aisladas de fractura dúctil.

Las dimensiones de las muestras compactas de tensión diseñadas para los ensayos de tenacidad a la fractura fueron las siguientes: espesor B = 23,1 mm, anchura W = 46,5 mm y longitud de grieta a = 24,5 mm ($a/W \approx 0,5$). Con un límite elástico

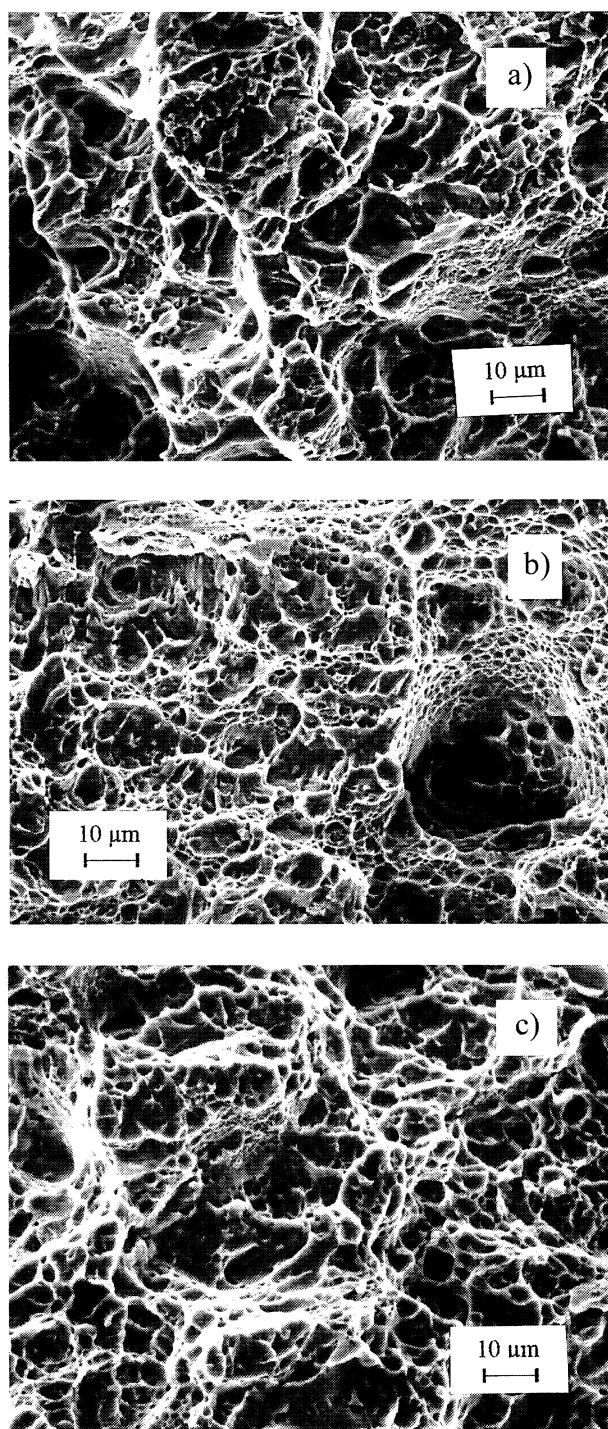


Figura 4. Superficie de fractura de muestras Charpy ensayadas a temperaturas ambiente. Micrografías electrónicas de barrido. (a) Acero A-Mn; (b) Acero B-Ni1; (c) Acero C-Ni2.

Figure 4. Fracture surfaces of Charpy impact specimens tested at room temperature. Scanning electron micrographs. (a) A-Mn steel; (b) B-Ni1 steel; (c) C-Ni2 steel.

experimental de 1.100 MPa, un 10 % superior al referenciado en la tabla I, este tamaño de probeta daría lugar a una medida de tenacidad a la fractura en deformación plana, K_{Ic} , de $\sim 300 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Du-

rante los ensayos, ninguna de las muestras rompió a una carga suficientemente baja para satisfacer los requerimientos que dan validez a la magnitud K_{Ic} . Las muestras evidenciaron un comportamiento no lineal antes de alcanzar la carga máxima, descalificando el uso de K_Q como una medida de K_{Ic} , de tal forma que se eligieron el factor de intensidad de tensión en carga máxima, K_{max} , la integral J en carga máxima, J_{max} y el valor de intensidad, K_{Jmax} , calculado a partir del valor J_{max} , para caracterizar la tenacidad a la fractura de los aceros diseñados (Tabla VI). Aunque estos tres parámetros son sólo indicativos de la tenacidad a la fractura (K_{Ic}), permiten asegurar que los aceros ensayados tienen unas características de tenacidad superiores a las de referencias consideradas en la tabla I.

En los aceros B-Ni1 y C-Ni2 se han obtenido valores de K_{max} superiores a $125 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ para microestructuras con una resistencia a la tracción de 1.600-1.700 MPa. Los altos niveles de tenacidad a la fractura alcanzados en estos aceros se atribuyen a la presencia en la microestructura de láminas delgadas de austenita retenida térmica y mecánicamente estable. El papel de la austenita retenida es el de refinar el tamaño de grano efectivo para la fractura y el de debilitar la propagación de grietas^[9].

Por último, con fines comparativos, en la figura 5 se representan las propiedades de resistencia en función de las de tenacidad correspondientes, en todos los casos, a aceros de altas características destinados a aplicaciones industriales de la máxima responsabilidad (bainíticos, de temple y revenido (TR) y *maraging*). Los puntos pequeños de la gráfica corresponden a resultados de trabajos anteriores^[9-12], mientras que los dos puntos triangulares corresponden a los de los aceros bainíticos con níquel, B-Ni1 y C-Ni2, diseñados teóricamente y producidos mediante enfriamiento continuo para esta investigación. La simple observación de los resultados de la figura 5 indica que estos aceros presentan la mejor combinación de resistencia/tenacidad jamás alcanzada, superando la de los aceros martensíticos de baja aleación templados y revenidos y siendo comparable a la de aceros *maraging*, que son, al menos, treinta veces más caros.

4. CONCLUSIONES

Se ha demostrado, experimentalmente, que los modelos teóricos para el cálculo de la curva T_0 y de los diagramas TTT, basados en principios termodinámicos, cinéticos y de transformaciones de fase en estado sólido, ya existentes, se pueden

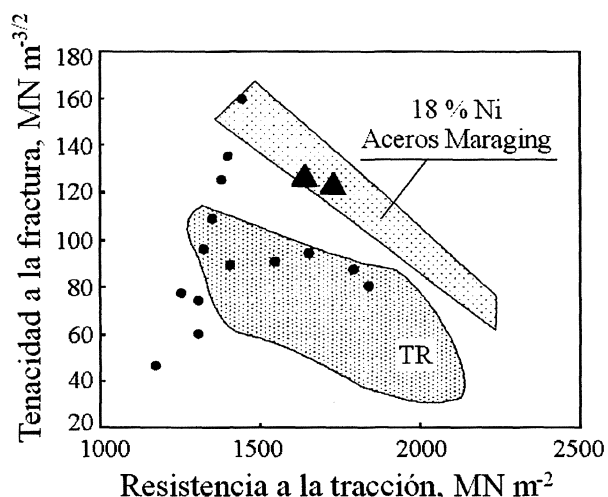


Figura 5. Comparación de las propiedades mecánicas de microestructuras formadas por ferrita bainítica y austenita, aceros martensíticos de baja aleación templados y revenidos (TR) y aceros maraging.

Figure 5. Properties of mixed microstructures of bainitic ferrite and austenite, versus those of quenched and tempered low-alloy martensitic alloys and maraging steels.

emplear con éxito en el diseño de aceros de alta resistencia y tenacidad.

Los aceros bainíticos diseñados en este trabajo pueden fabricarse por procedimientos convencionales y alcanzan una combinación óptima de propiedades de resistencia y tenacidad, superando incluso la obtenida en aceros, como los *maraging*, cuyo coste es 30 veces mayor.

El éxito obtenido en el diseño de estos aceros ha permitido demostrar que el desarrollo de modelos teóricos, cuya utilidad es cuestionada con frecuencia a nivel industrial, es una herramienta de la máxima importancia e interés para el diseño de nuevos materiales.

Agradecimientos

Parte de este trabajo ha sido realizado por el Technology Group 4 (Materials and Structures) del MoD Corporate Research Programme. Los autores desean expresar su agradecimiento al Profesor Alan Windle por el uso de las facilidades del laboratorio en University of Cambridge y al Dr. Carlos García de Andrés por su interés y apoyo en la realización de este artículo.

REFERENCIAS

[1] S.J. MATAS y R.F. HEHEMANN, *Trans. Metall. Soc. AIME* 221 (1961).

[2] R. ENTIN, *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes*, Interscience, Nueva York, EE.UU., 1962, pp. 295-311.

[3] R.F. HEHEMANN, *Phase Transformations*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, EE.UU., 1970, pp. 397-432.

[4] T. LYMAN y A.R. TROIANO, *Trans. Metall. Soc. AIME* 162 (1945).

[5] R. LEHOULLIER, G. BEGIN y A. DUBE, *Metall. Trans.* 2A (1971) 2645.

[6] H.K.D.H. BHADESHIA y D.V. EDMONDS, *Metall. Trans.* 10A (1979) 895-907.

[7] H.K.D.H. BHADESHIA y D.V. EDMONDS, *Acta Metall.* 28 (1980) 1265-1273.

[8] H.K.D.H. BHADESHIA y D.V. EDMONDS, *Met. Sci.* 17 (1983) 411-419.

[9] H.K.D.H. BHADESHIA y D.V. EDMONDS, *Met. Sci.* 17 (1983) 420-425.

[10] V.T.T. MIIHKINEN y D.V. EDMONDS, *Mater. Sci. Technol.* 3 (1987) 422-431.

[11] V.T.T. MIIHKINEN y D.V. EDMONDS, *Mater. Sci. Technol.* 3 (1987) 432-440.

[12] V.T.T. MIIHKINEN y D.V. EDMONDS, *Mater. Sci. Technol.* 3 (1987) 441-449.

[13] H.K.D.H. BHADESHIA, *Mater. Sci. Technol.* 15 (1999).

[14] H.K.D.H. BHADESHIA, *Acta Metall.* 29 (1981) 1117-1130.

[15] H.K.D.H. BHADESHIA y A. R. WAUGH, *Acta Metall.* 30 (1982).

[16] L.C. CHANG y H.K.D.H. BHADESHIA, *Mater. Sci. Eng.* A184 (1994) L17-20.

[17] I. STARK, G.D.W. SMITH y H.K.D.H. BHADESHIA, *Solid Phase Transformations*, Institute of Metals, Londres, Inglaterra, 1988, pp. 211-215.

[18] H.K.D.H. BHADESHIA, *Met. Sci.* 16 (1982) 159-165.

[19] Defence Evaluation Research Agency Technical Note, DRA/WSS/WT6/CR/93 2/1.0.

[20] N.CHESTER y H.K.D.H. BHADESHIA, *J. Phys.* IV, 7 (1997) 41-46.

[21] S.J. JONES y H.K.D.H. BHADESHIA, *Acta Mater.* 45 (1997) 2911-2920.

[22] G.F. VANDER VOORT, *Metallography. Principles and Practice*, McGraw-Hill, Nueva York, EE.UU., 1984, p. 427.

[23] J. DURNIN y K.A. RIDAL, *J. Iron Steel Inst.* 206 (1968) 60.

[24] M.J. J. DICKSON, *Appl. Cryst.* 2 (1969) 176-180.

[25] D.J. DYSON y B. HOLMES, *J. Iron Steel Inst.* 208 (1970) 469.

[26] L.C. CHANG, *Metall. Trans.* 30A (1999) 909-916.

[27] K.J. IRVINE, F.B. PICKERING, W.C. HESLWOOD y M.J.J. ATKINS, *J. Iron Steel Inst.* 195 (1957).

[28] A. COLDREN, P.R.L. CRYDERMAN y M. SEMCHYSHEN, *Steel Strengthening Mech.*, Ann Arbor, EE.UU., 1969, p. 17.

[29] B.P.J. SANDVIK y H.P. NEVALAINEN, *Met. Technol.* 15 (1981) 213-220.