

# Control de la descomposición anisotérmica de la austenita en ferrita acicular buscando la combinación óptima de propiedades mecánicas en un acero microaleado de forja

C. García de Andrés\*, F.G. Caballero\*, C. Capdevila\*\* y D. San Martín\*

**Resumen** El propósito del presente trabajo es estudiar la descomposición anisotérmica de la austenita de un acero microaleado de contenido medio en carbono para dos diferentes condiciones de austenización. Con este objeto se han construido los diagramas CCT del acero para ambos estados de austenización y se han establecido las condiciones de enfriamiento que permiten la formación de microestructuras constituidas mayoritariamente por ferrita acicular con propiedades mecánicas óptimas. El conocimiento de la evolución de las transformaciones anisotérmicas de este acero, ha permitido encontrar ciclos de enfriamiento continuo, aplicables en procesos industriales, para obtener directamente microestructuras con un alto porcentaje de ferrita acicular.

**Palabras clave** Aceros de forja. Ferrita acicular. Transformaciones en enfriamiento continuo.

## Improvement of mechanical properties in a forging microalloyed steel throughout the control of the anisothermal decomposition of austenite into acicular ferrite

**Abstract** The aim of this work is to study the anisothermal decomposition of austenite at two different austenisation conditions in a medium carbon microalloyed steel. In this sense, continuous cooling transformation diagrams (CCT) have been obtained for both austenisation conditions to determine the continuous cooling that allows the formation of a microstructure mainly formed of acicular ferrite with the best mechanical properties. The knowledge of the anisothermal decomposition of austenite in this steel has allowed to propose continuous cooling cycles for industrial application. That produce high volume fraction of acicular ferrite.

**Keywords** Forging steel. Acicular ferrite. Continuous cooling transformations.

### 1. INTRODUCCIÓN

Las microestructuras aciculares de aceros están siendo objeto de un creciente interés por parte de la industria por combinar eficazmente las propiedades de resistencia y de tenacidad en estos materiales. Un ejemplo interesante de la microestructura de tipo acicular de propiedades mecánicas mejoradas es la ferrita acicular. Trabajos recientes han demostrado que los aceros microaleados de forja pueden producir la microestructura de ferrita acicular<sup>[1-4]</sup>. Las buenas propiedades mecánicas que presentan este tipo de estructuras, sobre todo desde

el punto de vista de la tenacidad<sup>[5-7]</sup>, han motivado un estudio más completo de la formación de la ferrita acicular, con el fin de optimizar los tratamientos térmicos necesarios para generar industrialmente esta microestructura.

La ferrita acicular es un producto de transformación de la austenita y su formación desde el punto de vista termodinámico es similar a la de la bainita, pero sus diferencias son considerables. Desde el punto de vista de la morfología<sup>[8 y 9]</sup>, la diferencia fundamental entre ferrita acicular y bainita reside en la orientación relativa de las unidades

(\*) 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, (Inglaterra).

ferríticas. Mientras en el caso de la bainita éstas se disponen paralelamente, formando paquetes bainíticos, en el caso de la ferrita acicular éstas se orientan individualmente en diferentes direcciones con lo que son ahora las unidades ferríticas y no el paquete los que contribuyen a la tenacidad. Por otra parte, la bainita se forma a partir de los bordes de grano de la austenita, mientras que la ferrita acicular comienza a nuclear en partículas no metálicas en el interior de los granos austeníticos. Esta diferencia en cuanto a los lugares de nucleación es la responsable de la diferente morfología que presentan ambas microestructuras.

La tenacidad de la ferrita acicular es superior a la de la bainita, sin embargo, su formación es competitiva. La sola presencia de partículas en el interior de los granos de austenita, sitios donde nuclea la ferrita acicular, no basta para que se forme este tipo de microestructura. Entre otros muchos factores, la desactivación de las juntas de grano como lugares de nucleación de estructuras bainíticas por la previa formación de ferrita proeutectoide, así como la presencia de determinados compuestos precipitados sobre las partículas distribuidas intragranularmente, son puntos importantes en la formación de ferrita acicular. En este sentido resultan definitivos el tamaño de grano de la austenita de partida y la tendencia del acero para formar ferrita proeutectoide en los bordes de grano austeníticos<sup>[10 y 11]</sup>.

El propósito del presente trabajo es estudiar la descomposición anisotérmica de la austenita de un acero microaleado de contenido medio en carbono para dos diferentes condiciones de austenización. Para ello, se han construido los diagramas CCT del acero desde ambos estados de austenización, pudiéndose así establecer las condiciones de enfriamiento que potencian la formación de ferrita acicular. Mediante el conocimiento global de las transformaciones anisotérmicas que tienen lugar en este acero, se han podido encontrar ciclos de enfriamiento continuo para obtener directamente microestructuras formadas mayoritariamente por ferrita acicular con propiedades mecánicas óptimas.

## 2. PARTE EXPERIMENTAL

En el presente trabajo se ha empleado un acero de medio carbono microaleado con titanio y vanadio, cuya composición química se muestra en la tabla I. El acero fue suministrado por GSB Acero S.A. en forma de barra de 50x50 mm, que procedía de palanquilla cuadrada de 130 mm. Fue producido mediante colada convencional en lingotes de 2500 Kg y posteriormente laminado a palanquilla de 130 mm de lado.

El estudio experimental de las transformaciones de fase producidas en este trabajo y la construcción de los diagramas CCT, se han efectuado por análisis dilatométrico de alta resolución y análisis microestructural. Para ello, se ha empleado un dilatómetro de temple de alta resolución DT1000 Adamel-Lhomargy<sup>[12]</sup>. Las pequeñas muestras empleadas en este dilatómetro (cilindros de 2 mm de diámetro y 12 mm de longitud), unido a los sistemas de calentamiento y enfriamiento de baja inercia de este equipo, permiten conseguir una gran precisión en las velocidades, temperaturas y tiempos aplicados durante los tratamientos anisotérmicos realizados en el estudio. Para llevar a cabo los ensayos, las muestras dilatométricas fueron austenizadas a una velocidad constante de calentamiento de 5 °C/s a temperaturas de 950 y 1125 °C durante 180 s. De acuerdo con los resultados de la evolución del tamaño de grano austenítico (TGA) con la temperatura, obtenidos en un estudio anterior<sup>[13]</sup>, se seleccionaron ambas temperaturas con objeto de analizar las transformaciones y determinar los diagramas CCT de este acero para dos TGA extremos. Para revelar el límite de grano austenítico, las muestras fueron desbastadas, pulidas y atacadas químicamente con la mezcla 100 ml de agua, 2 g de ácido pícrico, 50 ml de Teepol y algunas gotas de ácido clorhídrico. El TGA fue medido usando un método de interceptación lineal<sup>[14]</sup>. La tabla II muestra el resultado del TGA correspondiente a las dos condiciones de austenización a las que se han determinado los diagramas CCT de este acero.

**Tabla I.** Composición química (% en masa)

*Table I. Chemical Composition (wt-%)*

C	Mn	Cu	Cr	S	Si	Al	P	V	Ti	Mo	N
0.38	1.44	0.07	0.07	0.041	0.62	0.026	0.01	0.10	0.016	0.16	0.0122

**Tabla II.** Temperaturas de austenización para los diagramas CCT

Table II. Austenitisation temperatures for CCT diagrams

Temperaturas de Austenización, °C	TGA, $\mu\text{m}$
950	12 $\pm$ 1
1.125	68 $\pm$ 9

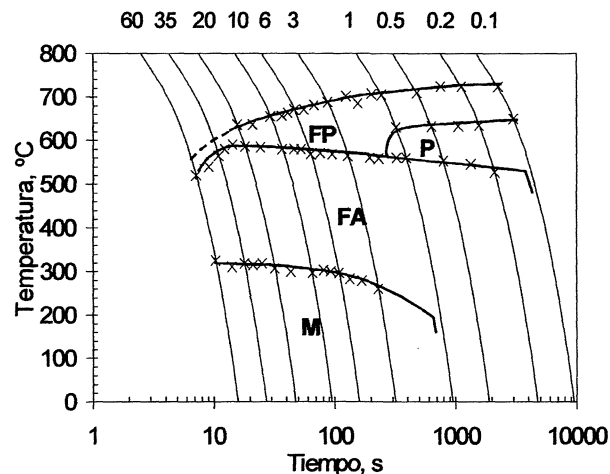
Las muestras ensayadas para determinar los diagramas CCT fueron pulidas mecánicamente y atacadas en una solución de nital al 2 %. El cálculo de las fracciones de volumen de las fases presentes en la microestructura fue realizado usando un sistema de conteo por puntos sobre micrografías ópticas, con 100 puntos por muestra<sup>[15]</sup>.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Los diagramas de enfriamiento continuo son de una extraordinaria utilidad para el estudio e interpretación conjunto de la evolución de las transformaciones características de aceros tratados anisotérmicamente. Con respecto a la descomposición de la austenita, en estos diagramas se pueden diferenciar varias zonas separadas; una de ellas, representa las transformaciones difusionales (ferrita poligonal, es decir, ferrita alotriomórfica y/o ferrita idiomórfica, y perlita), otra representa las transformaciones adifusionales o displacivas como la bainita y/o la ferrita acicular<sup>[11]</sup>, y una final que corresponde a la transformación adifusional en martensita.

Para estudiar la influencia del TGA en las transformaciones anisotérmicas del acero, se han determinado los diagramas CCT para un TGA fino (12  $\mu\text{m}$ ) y para uno grosero (68  $\mu\text{m}$ ) (Fig. 1). En estos diagramas las siglas FP indican ferrita poligonal, P es perlita, FA es ferrita acicular y/o bainita y M es martensita. En los diagramas de la figura 1 se evidencia que las regiones de ferrita y perlita se desplazan a tiempos más altos cuando aumenta el TGA, debido a la reducción del área de frontera de grano.

En cuanto a las transformaciones difusionales o reconstructivas, la figura 1 muestra cómo se obtiene FP enfriando a cualquiera de las velocidades ensayadas por descomposición de austenita con un TGA de 12  $\mu\text{m}$ , mientras que para un TGA de 68  $\mu\text{m}$ , la FP sólo se forma a velocidades de enfria-



**Figura 1.** Diagramas CCT: (a) TGA=12  $\mu\text{m}$ ; (b) TGA=68  $\mu\text{m}$ .

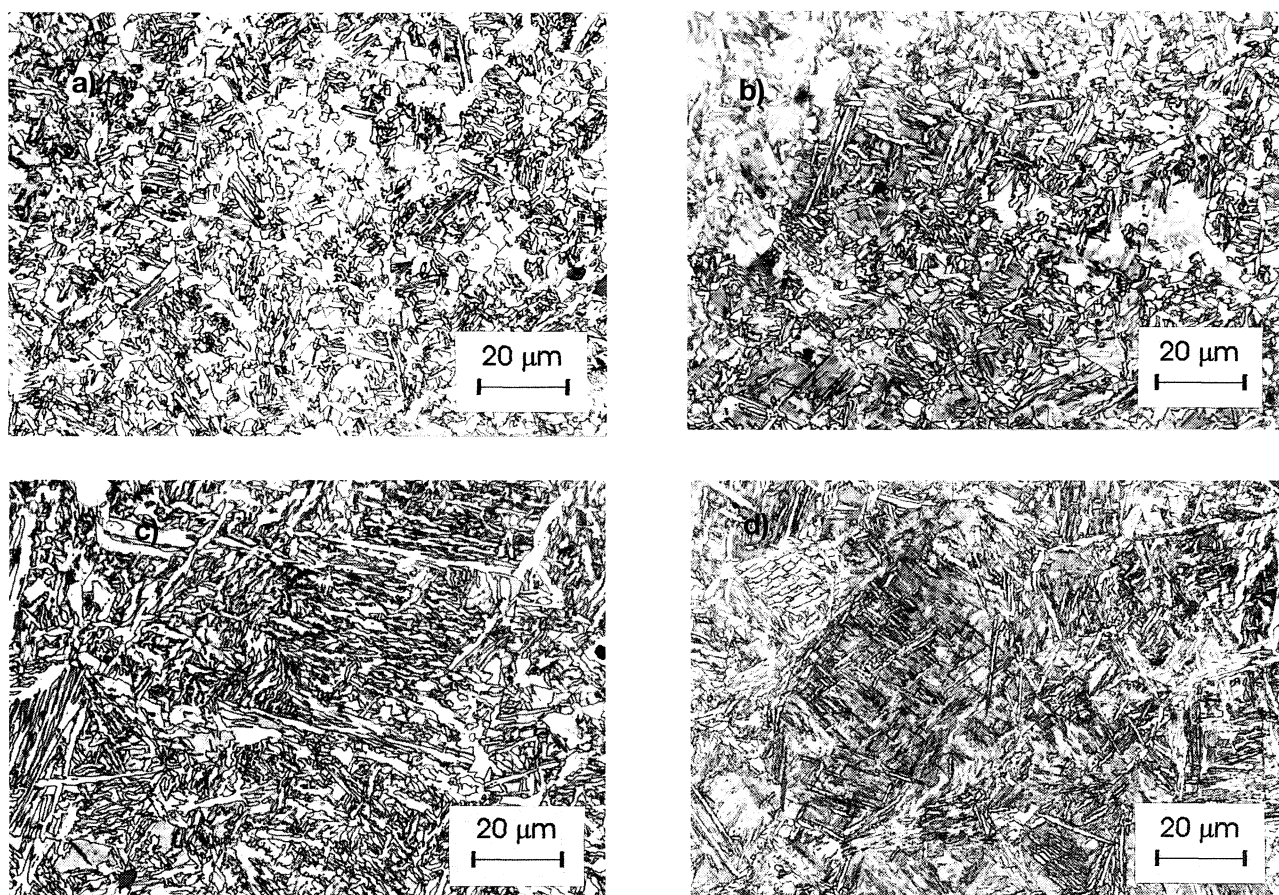
Figure 1. CCT diagrams: (a) TGA=12  $\mu\text{m}$ ; (b) TGA=68  $\mu\text{m}$ .

miento menores de 30 °C/s. En cuanto a la P, se forma a velocidades de enfriamiento menores de 1,5 °C/s para un TGA de 12  $\mu\text{m}$ . Sin embargo, para un TGA de 68  $\mu\text{m}$ , se forma P enfriando a velocidades menores de 0,5 °C/s. En relación con estas transformaciones, es necesario tener en cuenta que la presencia de FP y P en la microestructura es siempre perjudicial para las propiedades mecánicas del acero.

Por otro lado, la deseada transformación de austenita en ferrita acicular para un TGA de 12  $\mu\text{m}$  tiene lugar a velocidades mayores de 0,12 °C/s. Para un TGA de 68  $\mu\text{m}$ , dicha transformación ocurre a velocidades comprendidas entre 30 y 0,07 °C/s. Por tanto, la región de transformación a ferrita acicular se desplaza a velocidades de enfriamiento menores cuando el TGA aumenta.

Velocidades de enfriamiento de 6 y 2 °C/s son fáciles de reproducir a escala industrial. La figura 2 muestra las microestructuras obtenidas mediante enfriamiento a velocidades de 6 y 2 °C/s para ambos TGA en el acero objeto de estudio. De las micrografías se deduce que cuando el TGA y la velocidad de calentamiento aumentan, la cantidad de fases reconstructivas (FP y P) presentes en la microestructura se reduce. Asimismo se observa que un TGA grosero favorece la formación de ferrita acicular en detrimento de la formación de fases difusionales<sup>[1,16 y 17]</sup>.

Con el fin de conseguir a nivel industrial una microestructura con la mejor combinación de propiedades mecánicas, se intentó obtener una microestructura formada principalmente por



**Figura 2.** Micrografías ópticas de microestructuras obtenidas enfriando a 6 y 2 °C/s para un TGA de 12 y 68 μm. (a) 6 °C/s - 12 μm, (b) 2 °C/s - 12 μm, (c) 6 °C/s - 68 μm and (d) 2 °C/s - 68 μm.

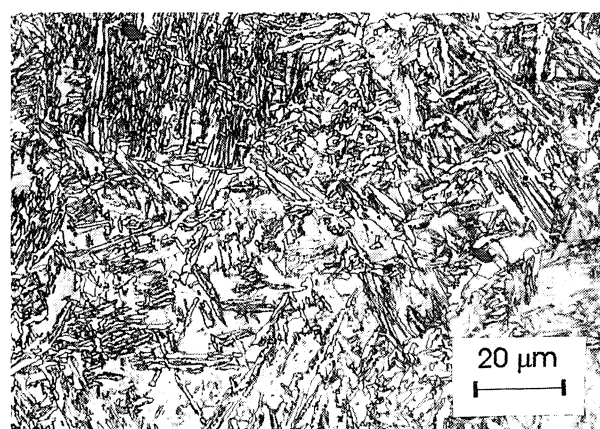
*Figure 2.* Optical micrographs of microstructures obtained after cooling at 6 and 2 °C/s for a TGA of 12 and 68 μm. (a) 6 °C/s - 12 μm, (b) 2 °C/s - 12 μm, (c) 6 °C/s - 68 μm and (d) 2 °C/s - 68 μm

ferrita acicular. En este sentido, se ha demostrado que, entre los dos estados de austenización ensayados, el correspondiente a un TGA de 68 μm es el más adecuado para este acero. Por otro lado, el enfriamiento al aire en procesos industriales de forja tiene lugar a 3 °C/s aproximadamente. La figura 3 muestra la microestructura obtenida a dicha velocidad en el acero estudiado con un TGA de 68 μm. La presencia de fases reconstructivas en la microestructura, siempre desfavorables para las propiedades mecánicas, es prácticamente nula, y la ferrita acicular es el principal constituyente de la microestructura, alcanzando un 85 % de la misma. La martensita es la otra fase presente en la microestructura, por lo que se espera una combinación óptima de propiedades mecánicas.

#### 4. CONCLUSIONES

- Se han determinado los diagramas de enfriamiento continuo para dos TGA muy diferentes

en un acero de medio carbono microaleado con titanio y vanadio, encontrándose que dicho parámetro de austenización ejerce una influencia



**Figura 3.** Microestructura obtenida enfriando a 3 °C/s para un TGA de 68 μm.

*Figure 3.* Microstructures obtained after cooling at 3 °C/s for a TGA of 68 μm.

importante sobre las transformaciones difusionales (FP y P) y adifusionales (FA).

- El conocimiento global de las transformaciones permite concluir que un TGA de 68  $\mu\text{m}$  es adecuado para obtener una microestructura formada principalmente por ferrita acicular en este acero. Enfriando a una velocidad de 3  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ , fácilmente reproducible en procesos industriales de forja (enfriamiento al aire), se ha obtenido una microestructura formada por un 85% de ferrita acicular.

### Agradecimientos

Los autores agradecen la ayuda económica de la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) (proyecto-PETRI 95-0089-OP) y la colaboración de GSB Acero S.A. y CEIT en este proyecto.

### REFERENCIAS

- [1] I. MADARIAGA, I. GUTIÉRREZ, C. GARCÍA DE ANDRÉS y C. CAPDEVILA, *Scr. Mater.* 41 (1999) 229.
- [2] C. GARCÍA DE ANDRÉS, C. CAPDEVILA y F.G. CABALLERO, *Tratemat* 98, Madrid, (España), 1998, M. Carsi, F. Peñalba, O. A. Ruano and B. Fernandez (Eds), Madrid, España, 1998, p. 135.
- [3] C. GARCÍA DE ANDRÉS, C. CAPDEVILA y F.G. CABALLERO, *Euromat* 98, Lisboa, (Portugal), 1998, L. Faria (Ed.), Lisboa, Portugal, 1998, p. 217.
- [4] I. MADARIAGA e I. GUTIÉRREZ, *Tratemat* 98, Madrid, (España), 1998, M. Carsi, F. Peñalba, O. A. Ruano and B. Fernández (Eds), Madrid, España, 1998, p. 142.
- [5] I. MADARIAGA e I. GUTIÉRREZ, *Acta Mater.* 47 (1999) 951-960.
- [6] I. MADARIAGA, I. GUTIÉRREZ y J.L. ROMERO, *Metall. Trans.* 29A (1998) 1003.
- [7] M.A. LINAZA, J.L. ROMERO, J.M. RODRÍGUEZ-IBABE y J.J. URCOLA, *Scr. Metall.* 29 (1993) 1217.
- [8] R.W.K. HONEY y H.K.D.H. BHADSHIA, *Steels: Microstructure and Properties*, Arnold Ltd., Londres (Inglaterra), 1995.
- [9] M. STRANGWOOD y H.K.D.H. BHADSHIA, *Advances in Welding Science and Technology*, S.A. David (Ed.), Metals Park, ASM, Ohio, (USA), 1987.
- [10] G. GLOVER, J.T. MCGRATH, M.J. TINKLER y G.C. WEATHERLY, *Weld. J.* 56 (1977) 267.
- [11] H.K.D.H. BHADSHIA, *Bainite in Steels*, The Institute of Materials, Londres (Inglaterra), 1992.
- [12] C. GARCÍA DE ANDRÉS, *Rev. Metal. Madrid* 24 (1988) 379.
- [13] C. GARCÍA DE ANDRÉS, C. CAPDEVILA, F.G. CABALLERO y D. SAN MARTÍN, *J. Mater. Sci.* 36 (2001) 565.
- [14] E.E. UNDERWOOD, *Quantitative Stereology*, Addison-Wesley Publishing, Reading, (USA), 1970.
- [15] G.F. VANDER VOORT, *Metallographic Principles and Practice*, McGraw-Hill Book, New York, (USA), 1984.
- [16] S.S. BABU y H.K.D.H. BHADSHIA, *Mater. Sci. Eng.* A156 (1992) 1.
- [17] J.M. GREGG y H.K.D.H. BHADSHIA, *Acta Mater.* 45 (1997) 739.