

Aspectos relevantes de la transformación de austenita en ferrita alotriomórfica e idiomórfica

C. Capdevila*, F.G. Caballero* y C. García de Andrés*

Resumen Este artículo trata alguno de los aspectos más importantes de la formación competitiva de la ferrita alotriomórfica e idiomórfica en un acero medio en carbono microaleado con titanio y vanadio, cuando se le somete a dos temperaturas de transformación isotérmica a partir de diferentes valores de tamaño de grano austenítico.

Palabras clave Ferrita alotriomórfica. Ferrita idiomórfica. Cinética. Modelización. Transformación de fase.

Relevant aspects of austenite transformation in allotriomorphic and ideomorphic ferrite

Abstract This paper deals with some relevant aspects about the competitive process of allotriomorphic and idiomorphic ferrite transformations in a medium carbon vanadium-titanium microalloyed steel for two different isothermal temperatures and different values of prior austenite grain sizes.

Keywords Allotriomorphic ferrite. Idiomorphic ferrite. Kinetics. Modelling. Phase transformations.

1. INTRODUCCIÓN

Como resultado de los estudios del comportamiento de los aceros al carbono, Dubé^[1] y Aaronson^[2] propusieron una clasificación de las morfologías de la ferrita proeutectoide en función de la temperatura a la que tenía lugar dicha transformación: la ferrita alotriomórfica y la ferrita idiomórfica. La primera, nuclea en las fronteras de grano austenítico mientras que la segunda lo hace normalmente en forma intragranular sobre inclusiones^[3-5]. En el presente trabajo se muestran algunos de los aspectos más relevantes, relativos a la cinética y los mecanismos de formación isotérmica de ferrita alotriomórfica e idiomórfica en aceros de medio contenido en carbono microaleados con titanio y vanadio.

2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

El análisis de la descomposición isotérmica de la austenita se realizó mediante un dilatómetro de al-

ta resolución Adamel – Lhomargy DT1000^[6], en un acero de medio carbono 0,37 C - 1,45 Mn.

Con el objetivo de estudiar la influencia del tamaño de grano austenítico (TGA) sobre la transformación isotérmica $\gamma \rightarrow \alpha$, se realizó la austenización de probetas a dos temperaturas diferentes (1.273 K y 1.523 K) durante 1 min, obteniéndose valores de TGA de 11 y 76 μm , respectivamente.

La medida de las fracciones de volumen de ferrita alotriomórfica (ξ_α) e idiomórfica (ξ_{IDI}) se llevó a cabo mediante conteo manual, superponiendo una red sobre las micrografías obtenidas que consigue una estimación estadística fiable de ξ_α y ξ_{IDI} .

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

La evolución de la fracción de volumen de ferrita alotriomórfica (ξ_α) con el tiempo, durante la descomposición isotérmica de la austenita, ha sido descrita por los autores en otras ocasiones y viene dada por^[7 y 8]:

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

$$\xi_{\alpha} = \xi_{\alpha}^{EQ} \left[1 - \exp\left(-\frac{2S_V^{GB} \alpha_1 t^{1/2} I(t)}{\phi}\right) \right] \quad (1)$$

donde, ξ_{α}^{EQ} es la fracción de volumen de equilibrio o máxima fracción de volumen de ferrita alotriomórfica formada isotérmicamente a una temperatura dada, α_1 es la constante de crecimiento parabólico considerando una intercara plana y, t es el tiempo de mantenimiento isotérmico, tomando como cero el inicio de la transformación después de un tiempo de incubación.

Una buena aproximación para modelizar la formación de ferrita alotriomórfica es considerar los alotriomorfos como discos cilíndricos con sus caras paralelas al plano de la frontera de grano austenítico. La generatriz (espesor) de estos discos tiene un valor Z mientras que el radio es $3Z$. El tamaño de los discos varía parabólicamente con el tiempo a través de la ecuación $Z = \alpha_1 t^{1/2}$. El valor de α_1 puede obtenerse de la solución numérica de la ecuación^[9]:

$$\alpha_1 \exp\left(\frac{\alpha_1^2}{4D_C^{\gamma}}\right) \operatorname{erfc}\left(\frac{\alpha_1}{2\sqrt{D_C^{\gamma}}}\right) = 2\left(\frac{D_C^{\gamma}}{\pi}\right)^{1/2} \frac{C^{\gamma\alpha} - \bar{C}}{C^{\gamma\alpha} - C^{\alpha\gamma}} \quad (2)$$

donde, D_C^{γ} es la difusividad del carbono en γ , \bar{C} es el contenido medio de carbono, $C^{\gamma\alpha}$ es el contenido de soluto en γ en la frontera $\gamma-\alpha$ y, $C^{\alpha\gamma}$ es el contenido de soluto en α en la frontera $\gamma-\alpha$. Considerar un estado de paraequilibrio es una buena aproximación para modelizar la cinética de esta transformación. De este modo, los valores de $C^{\gamma\alpha}$ y $C^{\alpha\gamma}$ se refieren a las concentraciones de carbono y se calcularon siguiendo el procedimiento descrito por Shiflet^[10]. Los valores de estos parámetros se indican en la tabla I.

La magnitud S_V^{GB} de la ecuación (1) permite evaluar la densidad de lugares de nucleación en la frontera de grano. Asumiendo una forma de tetrakaidecaedro para los granos austeníticos, S_V^{GB} viene dado por^[11]:

$$S_V^{GB} = \frac{3,34}{d_{\gamma}} \quad (3)$$

donde d_{γ} es el tamaño medio del TGA. El proceso de nucleación se introduce en la ecuación (1) a través de la función $I(t)$ que toma valores entre 0 (la nucleación no ha comenzado) y 1 (saturación de los lugares de nucleación)^[12]. El parámetro ϕ es la supersaturación de carbono. En la tabla II se dan los valores de los parámetros utilizados.

Tabla I. Valores calculados de $C^{\alpha\gamma}$, $C^{\gamma\alpha}$, D_C^{γ} , α_1 , y α_3

Table I. Calculated Values of $C^{\alpha\gamma}$, $C^{\gamma\alpha}$, D_C^{γ} , α_1 , and α_3

T (K)	$C^{\alpha\gamma}$ (% masa)	$C^{\gamma\alpha}$ (% masa)	$D_C^{\gamma} \times 10^{-14}$ ($m^2 s^{-1/2}$)	$\alpha_1 \times 10^{-7}$ ($m s^{-1/2}$)	$\alpha_3 \times 10^{-7}$ ($m s^{-1/2}$)
873	0,016	1,195	5,8	4,8	5,2
913	0,016	0,903	12,0	4,9	6,0

Tabla II. Valores calculados de α_1 , ϕ , ξ_{α}^{EQ} y S_V^{GB} a las dos temperaturas estudiadas

Table II. Calculated Values of α_1 , ϕ , ξ_{α}^{EQ} and S_V^{GB} at two different temperatures

T (K)	$\alpha_1 \times 10^{-7}$ ($m s^{-1/2}$)	ϕ	ξ_{α}^{EQ} $S_V^{GB} \times 10^3$			
			TGA			
			11 μm	76 μm	11 μm	76 μm
973	4,8	0,7	0,23	0,18	304	44
913	4,9	0,6	0,33	0,28	304	44

Por otro lado, la fracción de volumen de ferrita idiomórfica, ξ_{IDI}^{ID} , viene dada por^[13 y 14]:

$$\xi_{IDI} = \xi_{IDI}^{EQ} \left[1 - \exp\left(-\frac{8\pi}{15} I_{IDI} S_V^{INC} \alpha_3^3 t^{5/2}\right) \right] \quad (4)$$

donde, ξ_{IDI}^{EQ} es la fracción de volumen de equilibrio o máxima fracción de volumen de ferrita idiomórfica formada isotérmicamente a una temperatura dada. La magnitud α_3 es la constante de crecimiento parabólico tridimensional, ya que a diferencia de la ferrita alotriomórfica, la ferrita idiomórfica nuclea sobre las inclusiones de MnS repartidas en el interior de los granos austeníticos^[14], de modo que su crecimiento se puede modelizar como el de una partícula esférica nucleada en una inclusión y creciendo en el interior de grano austenítico. El valor de α_3 puede obtenerse de la solución de:

$$\alpha_3 = \left[\frac{2D_C^{\gamma} (\bar{C} - C^{\alpha\gamma})}{C^{\gamma\alpha} - \bar{C}} \right]^{1/2} \quad (5)$$

En la tabla I se dan los valores de α_3 para las temperaturas de 913 y 873 K. Al igual que para la ecuación (1), la densidad de lugares de nucleación intragranular viene expresada en la ecuación (4) por la magnitud S_V^{INC} , que puede aproximarse de la forma siguiente, considerando una morfología elipsoidal para las inclusiones:

$$S_V^{INC} = 4,66 \times V_V \frac{d_1 d_2}{d_2 d_3 (d_1 + d_2)} \quad (6)$$

donde, d_1 y d_2 son los diámetros de las inclusiones en la sección transversal de la muestra y d_3 es el diámetro máximo en una sección longitudinal de la misma. La fracción de volumen de inclusiones (V_V) se puede estimar a partir de la composición química según Kluken y Grong^[15]. En el caso que nos ocupa $d_1 = 1,78 \mu\text{m}$, $d_2 = 1,16 \mu\text{m}$, $d_3 = 9,56 \mu\text{m}$ y $V_V = 2,38 \cdot 10^{-3}$ ^[14].

Por último, la velocidad de nucleación, I_{IDI} , fue calculada siguiendo el procedimiento descrito por Reed y Bhadeshia^[9]. En la tabla III se dan los valores de los parámetros utilizados en la ecuación (4) a las dos temperaturas estudiadas.

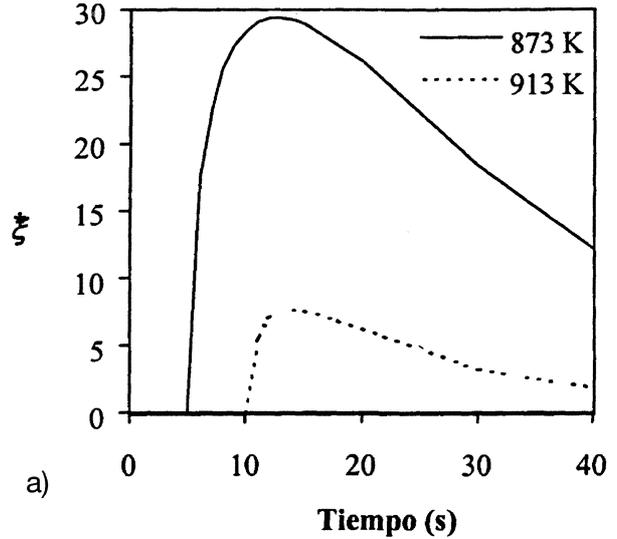
Con el objeto de analizar la competencia entre las cinéticas de las transformaciones de ferrita alotriomórfica e idiomórfica, ξ_α y ξ_{IDI} se han normalizado utilizando sus correspondientes fracciones de volumen de equilibrio (ξ_α^{EQ} y ξ_{IDI}^{EQ}), según la expresión:

$$\xi^* = \frac{\xi_\alpha / \xi_\alpha^{EQ}}{\xi_{IDI} / \xi_{IDI}^{EQ}} \quad (7)$$

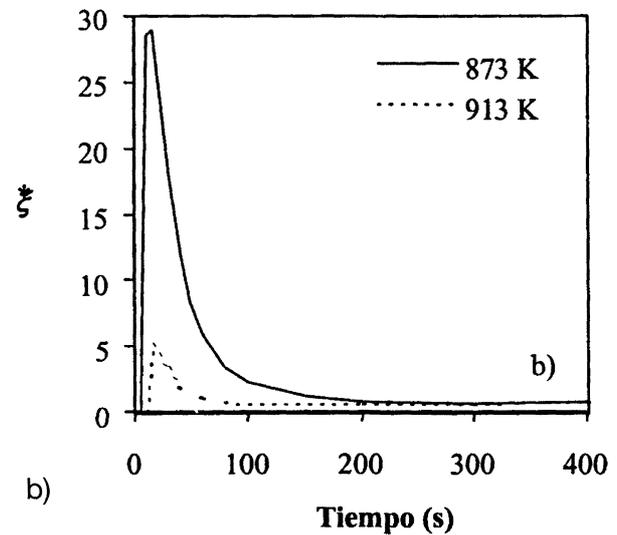
En la figura 1 se muestra el efecto de la temperatura de descomposición isotérmica sobre ξ^* para un valor del TGA constante de $76 \mu\text{m}$. La figura 1a muestra la evolución de ξ^* durante los primeros instantes de la transformación. El máximo de esta figura parece indicar que la formación de la ferrita alotriomórfica es más rápida que la de la ferrita idiomórfica en las etapas iniciales de la transformación. Esta conclusión es consecuencia del rápido crecimiento de la ferrita alotriomórfica a lo largo de las fronteras de grano austenítico, dando lugar a un importante incremento de la fracción de volumen de ferrita alotriomórfica en las primeras etapas de la transformación. A medida que se produce la formación de ferrita idiomórfica el va-

Tabla III. Valores calculados de I_{IDI} , α_3 , ξ_{IDI}^{EQ} y S_V^{INC}
Table III. Calculated Values of I_{IDI} , α_3 , ξ_{IDI}^{EQ} and S_V^{INC}

T (K)	$I_{IDI} \times 10^8$ ($\text{m}^2 \text{s}^{-1}$)	$\alpha_3 \times 10^{-7}$ ($\text{m} \text{s}^{-1/2}$)	ξ_{IDI}^{EQ}		$S_V^{INC} \times 10^3$ (m^{-1})	
			TGA 11 μm	TGA 76 μm	TGA 11 μm	TGA 76 μm
873	1,2	5,2	<0,01	0,06	3,5	24
913	5,5	6,0	<0,02	0,08	3,5	24



a)



b)

Figura 1. Evolución del valor calculado para ξ^* (TGA de $76 \mu\text{m}$): (a) Durante las primeras etapas de la transformación y (b) hasta que ξ^* alcanza la saturación.

Figure 1. Evolution of the calculated values of ξ^* (PAGS of $76 \mu\text{m}$): (a) during the early stages of transformation; and (b) until ξ^* reaches saturation.

lor de ξ^* desciende hasta alcanzar un estado de saturación dado por $\xi^* = 1$. Este hecho viene a mostrar que la ferrita idiomórfica alcanza siempre el equilibrio después que la ferrita alotriomórfica. El tiempo requerido para alcanzar este estado es mayor a menor temperatura, debido a que la descomposición de la austenita necesita más tiempo a medida que la temperatura descende.

Por último, la figura 2 muestra la influencia del tamaño de grano austenítico en el proceso de formación competitiva de ferrita idiomórfica y alotriomórfica para la misma temperatura de descomposición isotérmica de $640 \text{ }^\circ\text{C}$. Puede

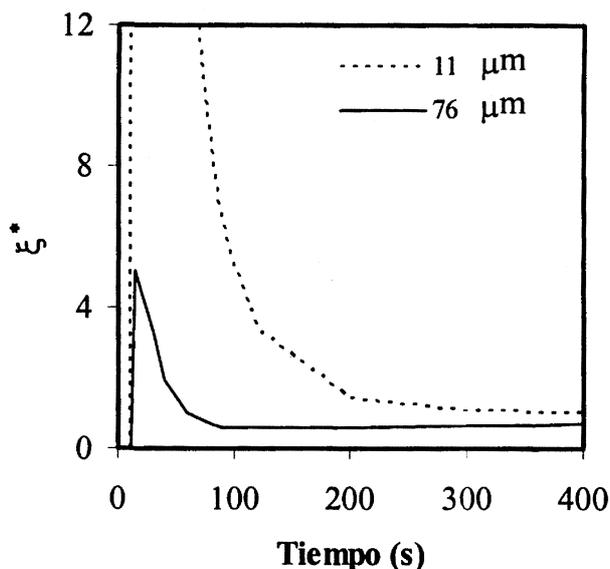


Figura 2. Evolución del valor calculado de ξ^* para una temperatura isotérmica de 640 °C.

Figure 2. Evolution of the calculated values of ξ^* at isothermal temperature of 640 °C.

concluirse claramente que, para un valor bajo del TGA (11 μm), ξ^* alcanza valores muy altos, lo que indica que la mayoría de los procesos de nucleación tienen lugar en el borde de grano austenítico en vez de nucleación intragranular, lo cual produce una mayor fracción de ferrita alotriomórfica que de idiomórfica. Por el contrario, valores altos del TGA (76 μm), produce un ξ^* bajo, lo que indica un cierto equilibrio entre nucleación intra e intergranular de ferrita.

4. CONCLUSIONES

Se ha analizado el proceso de formación competitiva de ferrita idiomórfica y alotriomórfica. Se concluye que a medida que aumenta el número de lugares de nucleación intragranulares, también lo hace la cantidad de ferrita idiomórfica en detrimento de la alotriomórfica. De esta forma, un incremento en el TGA favorece la formación de ferrita idiomórfica. Finalmente, debido a que ambos tipos de ferrita proeutectoide podrían afectar a las posteriores transformaciones del acero es necesario separar el análisis cinético de la formación isotérmica de ferrita alotriomórfica e idiomórfica, con

objeto de poder hacer una predicción fiable de la microestructura obtenida después de la transformación.

Agradecimientos

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) la financiación del proyecto MAT2001-1617. F. G. Caballero agradece al MICYT por la financiación en la forma de un contrato Ramón y Cajal.

REFERENCIAS

- [1] C.A. DUBÉ, H.I. AARONSON y R.F. MEHL, *Rev. Metall.* 3 (1958) 201-210.
- [2] H.I. AARONSON, *Symp. Mechanical Properties of Phase Transformations in Metals*, The Institute of Materials, London, Inglaterra, 1955, pp. 47.
- [3] F. ISHIKAWA, T. TAKAHASHI y T. OCHI, *Metall. Trans.* 25A (1994) 929-936.
- [4] R.A. FARRAR y P.L. HARRISON, *J. Mater. Sci.* 22 (1987) 3812-3820.
- [5] M. IMAGUMBAI, R. CHIJIIWA, N. AIKAWA, M. NAGUMO, H. HOMMA, S. MATSUDA y H. MIMURA, *HSLA Steels: Metallurgy and Applications*, (ed. J.M. Gray), Metals Park, OH, USA, ASM International, 1985, pp. 557-566.
- [6] C. GARCÍA DE ANDRÉS, G. CARUANA, y L.F. ALVAREZ: *Mater. Sci. Eng.* A241 (1998) 211-215.
- [7] C. CAPDEVILA, F.G. CABALLERO y C. GARCÍA DE ANDRÉS: *Scripta Metall. Mater.* 44 (2001) 129-134.
- [8] C. CAPDEVILA, F.G. CABALLERO y C. GARCÍA DE ANDRÉS, *Rev. Metal. Madrid* 37 (2001) 509-518.
- [9] R.C. REED y H. K. D. H. BHADSHIA, *Mater. Sci. Tech.* 8 (1992) 421-435.
- [10] G.J. SHIFLET, J.R. BRADLEY y H.I. AARONSON, *Metall. Trans.* 9A (1978) 999-1005.
- [11] J.W. CAHN, *Acta Metall.*, 4 (1956) 449-59.
- [12] C. CAPDEVILA, F.G. CABALLERO y C. GARCÍA DE ANDRÉS, *Scripta Metall. Mater.* 44 (2001) 129-134.
- [13] C. CAPDEVILA, F.G. CABALLERO y C. GARCÍA DE ANDRÉS, *Metall. Mater. Trans.* 32A (2001) 1591-1597.
- [14] C. CAPDEVILA, F.G. CABALLERO y C. GARCÍA DE ANDRÉS, *Rev. Metal. Madrid* 38 (2002) 183-194.
- [15] A.O. KLUKEN y O. GRONG, *Metall. Mater. Trans.* 20A (1989) 1335-1349.