

# Modelización de la formación isotérmica de ferrita alotriomórfica a temperaturas inferiores a la del eutectoide en un acero microaleado de medio carbono<sup>(\*)</sup>

Carlos Capdevila Montes<sup>\*,\*\*</sup>, Francisca García Caballero<sup>\*</sup> y  
Carlos García de Andrés<sup>\*</sup>

**Resumen** En un acero microaleado al vanadio y titanio, de contenido medio en carbono, se realiza un estudio teórico y experimental de la cinética de la transformación isotérmica de la austenita en ferrita alotriomórfica, para temperaturas inferiores a la de su eutectoide y superiores a la de cualquier transformación adifusional. Debido a la formación de perlita a dichas temperaturas, el contenido en carbono de la austenita en zonas alejadas de la intercara de transformación  $\alpha/\gamma$  permanece igual que la concentración nominal de carbono del acero, y el efecto de *soft-impingement* puede ser despreciado. Por lo tanto, se puede considerar que la ferrita alotriomórfica crece bajo una ley parabólica y que la suposición de un grano austenítico de longitud semi-infinita, con condiciones de contorno constantes, es adecuada para describir la cinética de la descomposición isotérmica de la austenita en ferrita alotriomórfica para temperaturas inferiores a la del eutectoide y superiores a la de cualquier transformación adifusional. Adicionalmente, en este trabajo se ha evaluado la influencia del tamaño de grano austenítico y la temperatura del isotérmico sobre la cinética de la transformación.

**Palabras clave** Aceros. Transformación de fase. Ferrita. Cinética. Modelización.

## Modelling of isothermal formation of allotriomorphic ferrite transformation at temperatures below the eutectoid in a medium carbon microalloyed steel

**Abstract** The present paper is concerned to the theoretical and experimental description of the isothermal growth kinetics of allotriomorphic ferrite in a medium carbon vanadium-titanium microalloyed steel at temperatures below its eutectoid temperature and above any adiffusional transformation start temperature. Since pearlite is formed at these temperatures, the carbon enrichment of austenite far from the  $\alpha/\gamma$  interface remains the same as the overall carbon content of the steel, and the soft-impingement effect can be neglected. Therefore, allotriomorphic ferrite can be considered to grow under a parabolic law, and the assumption of a semi-infinite extent austenite with constant boundary conditions is suitable for the kinetics of the isothermal decomposition of austenite at temperatures below eutectoid and above any adiffusional transformation. Moreover, the influence of the austenite grain size and isothermal temperature on the kinetics of the allotriomorphic ferrite transformation has been analyzed.

**Keywords** Steels. Phase transformations. Ferrite. Kinetics. Modelling.

### 1. INTRODUCCIÓN

La ferrita que se forma en el acero por un mecanismo de origen difusional puede ser clasificada en dos tipos principales: ferrita alotriomórfica y ferrita

idomórfica<sup>[1]</sup>. La ferrita alotriomórfica es la variedad de la ferrita que se forma a más altas temperaturas por debajo de la temperatura  $Ae_3$  del diagrama de fases, es decir, con menores subenfriamientos. La palabra alotriomórfico procede del griego y

(\*) Trabajo recibido el día 19 de diciembre de 2.000 y aceptado, en su forma final, el día 13 de julio de 2.001.

(\*) 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.

su significado es “forma extraña”. En efecto, aunque la ferrita alotriomórfica es una fase cristalina en estructura interna, su aspecto microestructural no lo parece. La superficie que limita microestructuralmente el cristal no es regular y no representa la simetría de su estructura interna<sup>[2]</sup>. La ferrita alotriomórfica nuclea en el límite de grano austenítico y crece a lo largo del mismo a una velocidad superior a como lo hace en dirección normal al plano de frontera; así, su forma está fuertemente influenciada por la existencia de fronteras y no refleja microestructuralmente su propia simetría cristalina cc. Al contrario que la ferrita alotriomórfica, la idiomórfica nuclea de forma intragranular, generalmente en las inclusiones u otros lugares de nucleación heterogéneos, y presenta una morfología equiaxial que sí recuerda de alguna forma su simetría cc.

Trabajos recientes han demostrado que es posible fabricar a escala industrial aceros microaleados de contenido medio en carbono con una microestructura formada, mayoritariamente, por ferrita acicular<sup>[3-6]</sup>. La ferrita acicular, que en otro tiempo sólo se citaba en la bibliografía por su presencia en las zonas afectadas térmicamente de las soldaduras, es, en la actualidad, una de las fases de mayor interés tecnológico. La ferrita acicular es una microestructura que potencia las propiedades de tenacidad, a la vez que mantiene unos excelentes niveles de dureza, proporcionando en el acero unas propiedades que son óptimas para numerosas aplicaciones industriales. Por esta razón, todos los factores que potencien la formación de ferrita acicular en un acero son de interés con vistas a la aplicación industrial del mismo. Diversos autores han contribuido a esclarecer el papel de la ferrita alotriomórfica, y han llegado a concluir que favorece la formación de la ferrita acicular en detrimento de la bainita en el acero<sup>[7-10]</sup>. En estos trabajos se observó que la fracción de ferrita acicular aumentaba cuando se había formado ferrita alotriomórfica a lo largo de las fronteras de grano austenítico. Por lo tanto, es fundamental un entendimiento profundo de la descomposición de la austenita en ferrita alotriomórfica para controlar la cantidad final de ferrita acicular en el acero.

Es importante destacar que la mayor parte de los trabajos que describen la descomposición de la austenita se han centrado en aceros de bajo contenido en carbono<sup>[11]</sup>, aceros de ultra-bajo contenido en carbono<sup>[12]</sup>, aceros de baja aleación<sup>[13]</sup> y aceros trabajados en frío y en caliente<sup>[14]</sup>. Sin embargo, no existe ningún modelo físico-matemático que describa la formación de ferrita alotriomórfica en aceros microaleados de contenido medio en carbono como el empleado en este trabajo. Así pues, el objetivo principal de este trabajo se ha centrado, fundamentalmente, en el estudio de los fenómenos de descomposición isotérmica de la austenita en ferrita alotriomórfica en un acero microaleado de forja de contenido medio en carbono, para temperaturas inferiores a la de su eutectoide. En él se han propuesto explicaciones coherentes y rigurosas de dichos fenómenos, que se validan a nivel experimental. Asimismo, se ha analizado con detenimiento el efecto que tiene la propia temperatura de mantenimiento isotérmico y el tamaño de grano austenítico (TGA) sobre dichos fenómenos. Finalmente, se presenta un modelo que permite calcular la cinética de la formación de ferrita alotriomórfica durante la descomposición isotérmica de la austenita a temperaturas inferiores a la del eutectoide y superiores a 823 K, a las cuales aparece perlita inmediatamente después de la ferrita alotriomórfica.

## 2. MATERIAL Y PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES

La composición química del acero utilizado en este trabajo se muestra en la tabla I. El material forma parte de una palanquilla procedente de una colada industrial elaborada por la empresa GSB Forja de Legazpia. El material se produjo mediante colada convencional en forma de lingote cuadrado (2.500 kg), el cual fue posteriormente laminado en caliente para formar barras cuadradas de 50 × 50 mm.

Para el estudio experimental de la transformación isotérmica de la austenita se ha utilizado un dilatómetro de alta resolución Adamel Lhomargy DT1000<sup>[15]</sup>. En los ensayos se han empleado probe-

Tabla I. Composición química (% en masa)

Table I. Chemical composition (wt - %)

C	Si	Mn	Cr	Al	Ti	V	Cu	Mo
0,37	0,56	1,45	0,04	0,024	0,015	0,11	0,14	0,025

tas cilíndricas de 2 mm de diámetro y 12 mm de longitud, obtenidas por mecanizado en la dirección paralela a la de laminación. Este equipo está dotado de un sistema de calentamiento y enfriamiento de gran versatilidad. El calentamiento se realiza en un horno de radiación refrigerado por agua, que está formado por dos lámparas tubulares de cuarzo con filamento de wolframio. Ambas lámparas, situadas en el interior de un doble reflector elíptico de aluminio pulido, emiten una radiación que se focaliza directamente sobre la probeta de ensayo centrada en el eje focal común del doble reflector. Con objeto de minimizar los problemas de oxidación o descarburación producidos durante los calentamientos a altas temperaturas, las probetas se ensayan en condiciones de vacío entre  $10^{-4}$  y  $10^{-5}$  atm. o en atmósferas protectoras enrarecidas con gases inertes, generalmente helio. Para el enfriamiento, este dilatómetro combina la acción refrigerante del aire comprimido, que se aplica sobre las lámparas del horno para controlar y potenciar su enfriamiento, con la de un chorro de helio que incide directamente sobre toda la superficie de la probeta y se regula electrónicamente en base a la velocidad de enfriamiento requerida. La pequeña masa de las probetas y el propio sistema de calentamiento y enfriamiento empleado, aseguran una inercia térmica muy baja. La medida de la variación de longitud de la probeta se efectúa por medio de un captador inductivo LVDT, el cual permite traducir los desplazamientos aplicados al núcleo de dicho captador en una tensión eléctrica proporcional a la variación de longitud.

Añadiendo a estas características específicas de diseño, la existencia de unos sistemas de regulación electrónica que permiten programar y controlar con precisión la temperatura del horno en cada instante, con este equipo se pueden ensayar probetas sometidas a ciclos térmicos de ley lineal, con velocidades reales de calentamiento y enfriamiento comprendidas entre 0,01 y 200 K/s. Asimismo, se pueden aplicar ciclos térmicos que combinan condiciones anisotérmicas e isotérmicas, mediante la simple programación de los parámetros de velocidad, temperatura y tiempo.

Para estudiar el efecto del TGA, se seleccionaron dos temperaturas diferentes de austenización, 1.273 K y 1.523 K. Las muestras se calentaron a velocidad de 5 K/s con objeto de reproducir la velocidad de calentamiento de los hornos de inducción industriales. Las probetas se mantuvieron a la temperatura de austenización durante 60 s. Con posterioridad, se enfriaron hasta las dos temperatu-

ras de descomposición isotérmica seleccionadas en este trabajo (913 y 873 K), a una velocidad aproximada de 100 K/s, que no permite que se produzca ninguna otra transformación más que la martensítica. Una vez alcanzada la temperatura isotérmica, se mantiene la muestra a esta temperatura durante un determinado tiempo, al final del cual se temple inmediata y bruscamente con un chorro de He hasta temperatura ambiente. La microestructura se revela atacándola con nital al 2 %.

El TGA se ha medido sobre probetas que se templaron desde los primeros estadios de la transformación isotérmica. Dichas medidas se realizaron por el sistema de interceptación lineal<sup>[16]</sup>. Se eligieron cinco campos distintos y aleatorios que abarcaran cada uno un mínimo de 50 granos en todas las muestras, excepto aquéllas austenizadas a 1.523 K, donde, debido al gran tamaño de su grano, se consideraron 10 campos que contuvieran un mínimo de 15 granos cada uno. En la tabla II se presentan los resultados de TGA obtenidos en este trabajo.

La fracción de volumen de ferrita alotrópica ( $V_{\alpha}$ ) presente en las microestructuras se determinó estadísticamente por medio de un proceso sistemático de conteo de puntos. Este sistema consiste en ir superponiendo en el plano de pulido una red formada por un conjunto de puntos distribuidos de forma no aleatoria. La fracción de volumen de la fase a estudiar se determina dividiendo los puntos de la red que caen dentro de las fronteras de la fase a determinar y el número total de puntos de la red.

Los puntos críticos de enfriamiento de este acero, correspondiente al principio ( $Ae_3$ ) y final ( $Ae_1$ ) de la transformación de austenita en ferrita, se determinaron experimentalmente por dilatometría de alta resolución y análisis metalográfico. La determinación dilatométrica se realizó a una velocidad de enfriamiento de 0,05 K/s, que es la empleada generalmente para simular las condiciones de *cuasiequilibrio*<sup>[17]</sup>. La determinación precisa de las temperaturas  $Ae_3$  y  $Ae_1$ , se efectuó mediante el análisis metalográfico de probetas cuyo enfriamiento es interrumpido por temple a diferentes

**Tabla II.** Valores de  $V_E$  obtenidos experimentalmente

*Table II. Experimental  $V_E$  values*

Temperatura, K	$V_E$ %	
	TGA = 11 $\mu$ m	TGA = 76 $\mu$ m
913	35	28
873	23	18

temperaturas próximas a las obtenidas por dilatometría. Así, se obtuvieron valores de  $Ae_3 = 1.013$  K y  $Ae_1 = 943$  K.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. Tiempo de incubación de ferrita alotriomórfica en el acero

De acuerdo con la teoría clásica de nucleación, la velocidad de nucleación para los alotriomorfos de ferrita,  $I$ , se puede expresar como<sup>[18]</sup>:

$$I = I_0 \exp\left(-\frac{\tau}{t}\right) \quad (1)$$

donde  $I_0$  es la velocidad de nucleación en estado estacionario,  $t$  es el tiempo de descomposición isotérmica y  $\tau$  es el tiempo de incubación. Lange *et al.*<sup>[19]</sup> dedujeron una expresión para la velocidad de nucleación de la ferrita en la frontera de grano austenítico, considerando a los alotriomorfos totalmente coherentes con la austenita de alrededor. En este caso, la expresión para la velocidad de nucleación que ellos dedujeron es:

$$I \propto \exp\left\{-\frac{12k_B T a^4 \sigma_{\alpha\gamma}}{D_C^\gamma \bar{x} v_\alpha^2 \Delta G_v^2 t}\right\} \quad (2)$$

donde  $k_B$  es la constante de Boltzmann,  $D_C^\gamma$  es el coeficiente de difusión del carbono en la austenita;  $v_\alpha$  es el volumen específico de un átomo en el núcleo crítico;  $a$  es el parámetro de red promedio entre ambas fases (austenita y ferrita);  $\bar{x}$  es la concentración promedio de la austenita;  $\sigma_{\alpha\gamma}$  es la energía superficial asociada a la componente de la tensión superficial normal a la frontera de grano austenítico;  $\Delta G_v$  es el cambio de energía libre producido en la nucleación y  $T$  es la temperatura absoluta de descomposición isotérmica.

A partir de las ecuaciones (1) y (2) se puede deducir la siguiente expresión matemática del tiempo de incubación:

$$\tau = \frac{12k_B T a^4 \sigma_{\alpha\gamma}}{D_C^\gamma \bar{x} v_\alpha^2 \Delta G_v^2} \quad (3)$$

Por otra parte, Siller y McLella<sup>[20]</sup> propusieron una expresión teórica para  $D_C^\gamma$ , considerando tanto el comportamiento termodinámico como el cinético del carbono en la austenita en aleaciones Fe-C. Esta aproximación tiene en cuenta la influencia de la composición en la actividad del carbono en la austenita y la existencia de una interacción repulsiva entre los átomos vecinos de carbono más próximos, los situados en los lugares octaédricos correspondientes a las posiciones intersticiales de la red ccc de la austenita. Bhadeshia<sup>[21]</sup> extendió esta aproximación teniendo en cuenta la influencia de los elementos sustitucionales en el movimiento entre lugares intersticiales de los átomos de carbono, a través del análisis de su actividad y de la energía de interacción de estos últimos con los átomos sustitucionales en la austenita. Asimismo propuso que el coeficiente de difusión del carbono podría expresarse por dos términos, uno dependiente de la concentración y otro independiente, definidos como:

$$D_C^\gamma = \xi(\theta) \frac{k_B T}{h} \left(\frac{\lambda^2}{3\gamma_m}\right) \exp\left\{-\frac{\Delta G^*}{k_B T}\right\} \quad (4)$$

donde  $\xi(\theta)$  es el término dependiente de la concentración que, obtenido de acuerdo con el trabajo de Bhadeshia<sup>[21]</sup>, toma los valores indicados en la tabla III;  $\Delta G^*$  es la energía libre de activación para la difusión, la cual es independiente de la composición del acero y de la temperatura;  $\gamma_m$  es un coeficiente de actividad que se asume como constante;  $\lambda$  es la distancia entre los planos {002} de la austenita y  $h$  es la constante de Planck. Bhadeshia<sup>[21]</sup> también determinó los valores de  $\Delta G^*/k_B = 21.230$  K y  $\ln(\gamma_m/\lambda^2) = 31.84$  respectivamente. Los valores de  $D_C^\gamma$  para las temperaturas de 913 K y 873 K consideradas en este trabajo, se indican también en la tabla IV.

**Tabla III.** Valores calculados de los parámetros  $\xi(\theta)$ ,  $D_C^\gamma$ ,  $\Delta G_v$  y  $a$

*Table III. Calculated values of  $\xi(\theta)$ ,  $D_C^\gamma$ ,  $\Delta G_v$ , and  $a$  parameters*

T, K	$\xi(\theta)$	$D_C^\gamma \times 10^{-14}, \text{m}^2 \text{s}^{-1}$	$\Delta G_v \times 10^7, \text{J m}^{-3}$	$a, \text{\AA}$
913	0,016	12,0	-3,68	3,302
873	0,023	5,8	-5,94	3,300

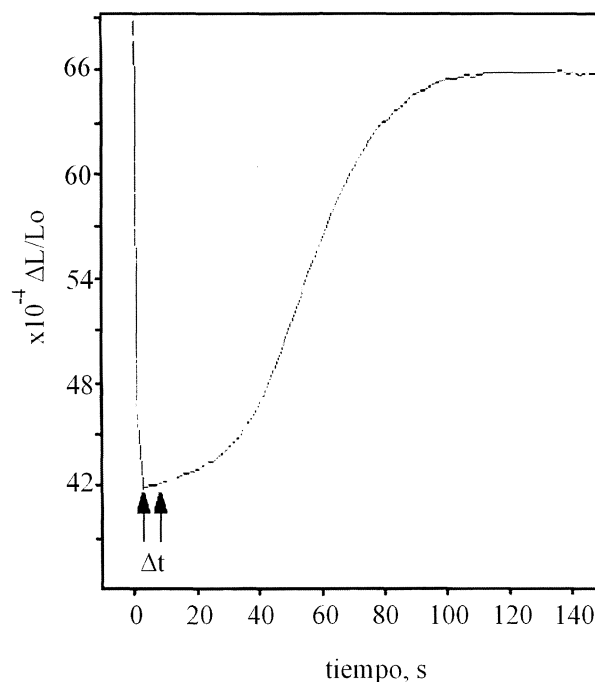
**Tabla IV.** Valores de  $\tau$  calculados y experimentales

T, K	Calculados, s	Experimentales, s
913	10	12
873	7	5

El cambio de energía libre producido en la nucleación,  $\Delta G_v$  (ecuación (3)) se ha calculado con la ayuda de un paquete informático comercial denominado MTDATA<sup>[22]</sup>, que contiene una base de datos termodinámicos muy extensa y fiable. Este cálculo de  $\Delta G_v$  tiene en cuenta el efecto de todos los elementos aleantes del acero en la descomposición de la austenita. Los valores obtenidos para el acero estudiado se muestran en la tabla III.

Para el cálculo de  $a$  en la ecuación (3), se ha tenido en cuenta la influencia de los elementos aleantes en el parámetro de red, tanto de la austenita como de la ferrita. El parámetro de red de la ferrita se ha calculado mediante las ecuaciones deducidas por Bhadeshia<sup>[23]</sup>, mientras que el de la austenita se ha calculado de acuerdo con los trabajos de Ridley *et al.*<sup>[24]</sup> y Dyson y Holmes<sup>[25]</sup>. En la tabla III se indican también los valores de  $a$  obtenidos para las temperaturas de descomposición isotérmica estudiadas. Finalmente, los valores de  $\sigma_{\alpha\gamma}$  y  $v_\alpha$  en la ecuación (3) toman los valores de  $0,705 \text{ J m}^{-2}$ <sup>[26]</sup> y  $8.785 \text{ nm}^3 \text{ \AA}^3$ <sup>[27]</sup>, respectivamente.

La validación experimental del tiempo de incubación así calculado, se ha llevado a cabo para las dos temperaturas de mantenimiento isotérmico ensayadas (913 y 873 K). Para cada una de ellas, se obtuvo una primera aproximación experimental del tiempo de incubación a partir de ensayos dilatométricos. En el ejemplo de la curva dilatométrica de la figura 1 puede observarse que el rango de tiempos ( $\Delta t$ ), en el que se encuentra el tiempo de incubación, corresponde al tramo de variación relativa de longitud constante que existe antes del inicio de la transformación, manifestado por el consiguiente aumento de longitud de la probeta. Un valor más preciso del tiempo de incubación se determinó por el análisis metalográfico de las microestructuras obtenidas por sucesivas interrupciones, por temple, a diferentes tiempos de mantenimiento isotérmico, dentro del citado intervalo  $\Delta t$  (Fig. 1). La aparición de los primeros granos de ferrita alotriomórfica en la microestructura permite fijar el tiempo de incubación para cada temperatura de mantenimiento isotérmico ensayada.



**Figura 1.** Curva dilatométrica obtenida de la descomposición isotérmica de la austenita a la temperatura de 913 K hasta saturación.

Figure 1. Dilatometric curve for isothermal decomposition of austenite at 913 K until saturation is reached.

En la tabla IV se presentan los valores de  $\tau$  calculados y los obtenidos experimentalmente para las dos temperaturas isotérmicas estudiadas en este acero. De esta tabla se puede concluir que existe una buena aproximación entre ambos resultados.

### 3.2. Cinética de la transformación de la austenita en ferrita

Para temperaturas menores que la temperatura del eutectoide y superiores a la de cualquier transformación adifusional, la microestructura final del acero está formada por ferrita y perlita. Los mecanismos por los que se desarrolla la reacción perlítica durante la descomposición isotérmica de la austenita, podrían resumirse de la forma siguiente: en la intercara  $\alpha/\gamma$ , el contenido en carbono de la austenita aumenta a medida que aumenta la fracción de ferrita transformada, de forma que la austenita empieza a sobresaturarse en carbono, promoviendo así la formación de núcleos de cementita en dicha intercara. Esto empobrecerá, inmediatamente, en carbono las zonas de austenita más próximas, e inducirá la subsiguiente formación de otros núcleos de ferrita. Así, la nucleación sucesiva y alternada de ferrita y cementita dará lugar a la forma-

ción de perlita por un mecanismo cooperativo de crecimiento<sup>[28]</sup>. Al formarse perlita se evita la permanencia de zonas sobresaturadas de carbono en la austenita, estando así, justificado considerar que la cinética de formación de ferrita alotriomórfica es indiferente a la interacción entre los frentes de difusión de distintos alotriomorfos creciendo desde lugares opuestos del grano austenítico. Por ello, el proceso de *soft-impingement* puede ser despreciado para el caso del crecimiento de ferrita a temperaturas inferiores a la del eutectoide, al contrario de lo que sucede para el caso de temperaturas superiores, como se ha publicado por los autores en trabajos anteriores<sup>[29]</sup>. Bajo estas hipótesis se puede considerar que la ferrita alotriomórfica crece bajo una ley parabólica y que, la suposición de un grano austenítico de longitud semi-infinita, con condiciones de contorno constantes, es adecuada para describir la cinética de la descomposición isotérmica de la austenita en ferrita alotriomórfica a temperaturas inferiores a la del eutectoide.

Reed y Bhadeshia<sup>[30]</sup> consideraron el crecimiento parabólico de una partícula de ferrita, con una geometría cilíndrica y una relación de forma (radio frente a longitud) de  $\eta = 3$ <sup>[31]</sup>, que nuclea tras un tiempo de incubación  $\tau$  sobre la frontera de grano. La longitud  $Z$  de dicha partícula, creciendo unidireccionalmente durante un tiempo  $t$  en la dirección perpendicular a la frontera, se expresa como:

$$Z = \alpha_1 t^{1/2} \quad (5)$$

donde  $\alpha_1$  es conocida como la constante de crecimiento parabólico y  $t$  es el tiempo de crecimiento. El valor de  $\alpha_1$  se obtiene al solucionar numéricamente la siguiente ecuación<sup>[32]</sup>:

$$\alpha_1 \exp\left(\frac{\alpha_1^2}{4D_C^\gamma}\right) \operatorname{erfc}\left(\frac{\alpha_1}{2\sqrt{D_C^\gamma}}\right) = 2\left(\frac{D_C^\gamma}{\pi}\right)^{1/2} \frac{C^{\gamma\alpha} - \bar{C}}{C^{\gamma\alpha} - C^{\alpha\gamma}} \quad (6)$$

donde  $\bar{C}$  es la concentración nominal de carbono del acero,  $C^{\gamma\alpha}$  es la concentración local de soluto de la intercara  $\alpha/\gamma$ , lado austenita y  $C^{\alpha\gamma}$  es la concentración local de soluto de la intercara  $\alpha/\gamma$ , lado ferrita. De acuerdo con Bhadeshia<sup>[33]</sup>, la consideración de *paraequilibrio* es una aproximación justificada para describir la cinética de la transformación en ferrita. En este caso, la baja difusividad de los elementos sustitucionales impide el reparto de los

mismos a través de la intercara; sin embargo, el carbono, al tener una difusividad más alta, se repartirá entre ambas fases permitiendo, así, que el potencial químico llegue a ser idéntico en ambas. Este es un modo de transformación metaestable, donde el crecimiento de la fase está controlado exclusivamente por la difusión de carbono. Por lo tanto, los valores  $C^{\gamma\alpha}$  y  $C^{\alpha\gamma}$  en la ecuación (6) se refieren a las concentraciones en carbono, y se calculan de acuerdo al procedimiento establecido por Shiflet *et al.*<sup>[34]</sup>. Los valores de  $C^{\gamma\alpha}$  y  $C^{\alpha\gamma}$ , así como los de  $\alpha_1$ , se indican en la tabla V.

### 3.3. Efecto de la temperatura y del TGA sobre la cinética de formación de ferrita

Siguiendo la teoría propuesta por Cahn<sup>[35]</sup> para la cinética de nucleación en el borde de grano austenítico, Reed y Bhadeshia<sup>[30]</sup> propusieron la siguiente ecuación para calcular la fracción de volumen de ferrita alotriomórfica ( $V_\alpha$ ) con el tiempo ( $t > \tau$ ) que se forma por descomposición isotérmica de la austenita, considerando que se produce saturación de los lugares de nucleación en los bordes de grano austenítico:

$$V_\alpha = V_E \left[ 1 - \exp\left(-\frac{2S_V\alpha_1(t-\tau)^{1/2}f(t)}{\phi}\right) \right] \quad (7)$$

donde  $t$  y  $\tau$  son, como se indicó anteriormente, el tiempo de mantenimiento isotérmico y el tiempo de incubación, respectivamente;  $S_V$  es la superficie de grano austenítico por unidad de volumen;  $V_E$  es la fracción de volumen de equilibrio de ferrita alotriomórfica y  $\phi$  es la *supersaturación* en carbono de la austenita a la temperatura de descomposición isotérmica, que puede ser estimada a partir del diagrama de equilibrio del acero por medio de la ecuación:

$$\phi = \frac{C^{\gamma\alpha} - \bar{C}}{C^{\gamma\alpha} - C^{\alpha\gamma}} \quad (8)$$

En la ecuación (7) el proceso de nucleación se considera implícitamente por medio de la función

Tabla V. Valores calculados de  $C^{\alpha\gamma}$ ,  $C^{\gamma\alpha}$  y  $\alpha_1$

Table V. Calculated values of  $C^{\alpha\gamma}$ ,  $C^{\gamma\alpha}$  and  $\alpha_1$

T, K	$C^{\alpha\gamma}$ , wt. %	$C^{\gamma\alpha}$ , wt. %	$\alpha_1 \times 10^{-7}$ , m s <sup>-1/2</sup>
913	0,016	0,903	4,85
873	0,016	1,195	4,76

$f(t)$ , la cual tiende a la unidad cuando se produce la completa saturación de los lugares de nucleación en el límite de grano austenítico<sup>[30 y 36]</sup>.

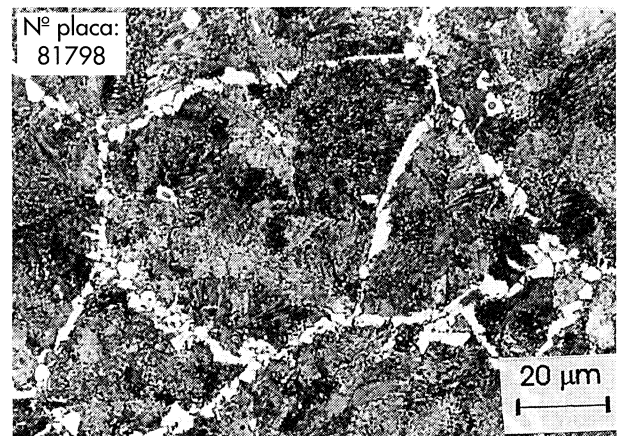
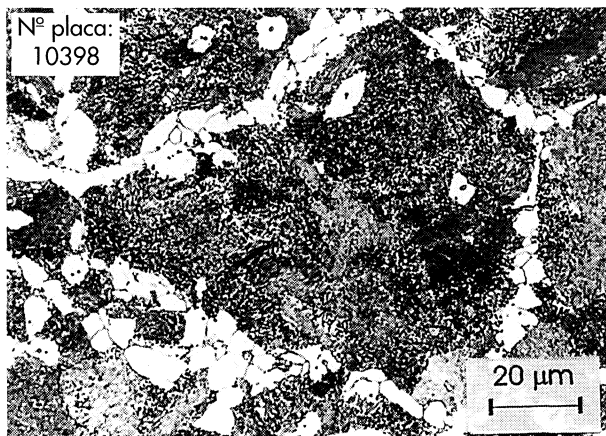
Suponiendo que el grano austenítico tiene forma de tetrakadecahedro<sup>[35]</sup>,  $S_V$  en la ecuación (7) puede ser expresado en función del diámetro de grano austenítico medio ( $d_\gamma$ ) como

$$S_V = \frac{3,35}{d_\gamma} \quad (9)$$

El valor experimental de la fracción de volumen de equilibrio de ferrita alotriomórfica,  $V_E$ , para cada una de las temperaturas de descomposición isotérmica se determina por una combinación de técnicas dilatométricas y metalográficas. La curva dilatométrica (variación relativa de longitud de la probeta,  $\Delta L/L_0$ , en función del tiempo,  $t$ ) proporciona una primera aproximación del tiempo mínimo necesario para alcanzar la transformación total de la austenita a una temperatura dada. Así, cuando la citada curva alcanza la saturación (Fig. 1), iniciando un tramo horizontal en el que no se produce variación de longitud con el tiempo, la descomposición isotérmica de la austenita debe haberse completado. Sin embargo, la dilatometría no es capaz de discriminar entre la transformación de la austenita en ferrita o perlita y, mucho menos, entre la ferrita alotriomórfica o idiomórfica. El análisis metalográfico de probetas templadas después de sucesivos tratamientos isotérmicos mantenidos durante tiempos diferentes, próximos al determinado por dilatometría, ha permitido determi-

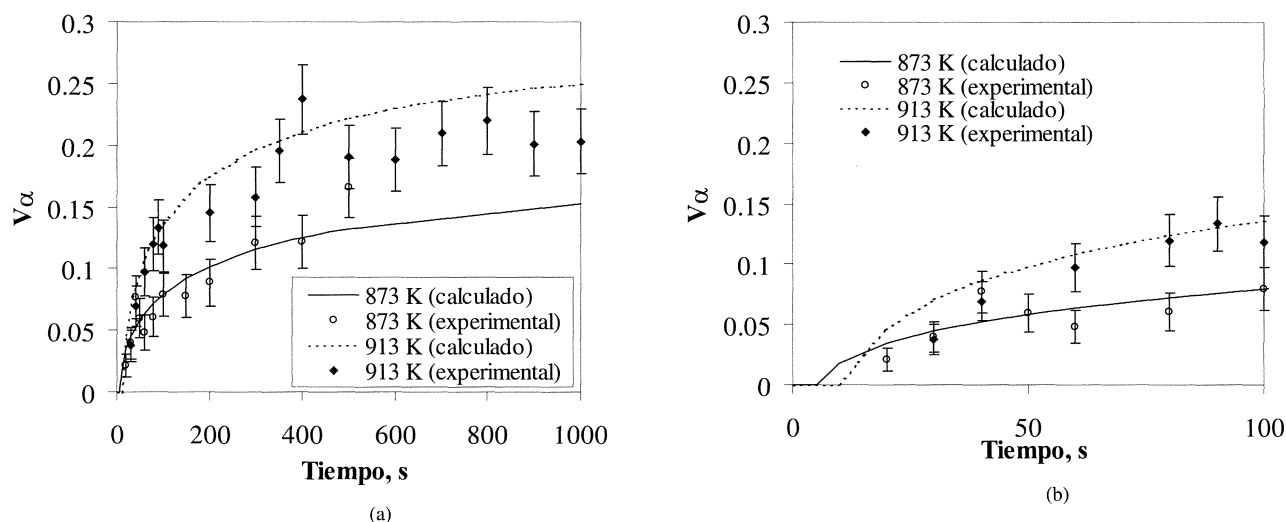
nar con precisión el tiempo en el cual se completa la transformación isotérmica de la austenita a las dos temperaturas seleccionadas, 913 y 873 K. Estos mismos análisis han permitido caracterizar las distintas fases y microconstituyentes formados, haciendo posible determinar los valores de  $V_E$  indicados en la tabla II para los dos TGA estudiados. La figura 2 muestra las microestructuras obtenidas después de la transformación total de la austenita a las dos temperaturas de mantenimiento isotérmico, correspondientes al TGA de 76  $\mu\text{m}$ . En ellas se puede apreciar la ferrita alotriomórfica depositada en los bordes de grano austenítico, diferenciándose perfectamente de la idiomórfica en el interior de los mismos.

La figura 3a muestra la evolución de los resultados experimentales y calculados de  $V_\alpha$  con el tiempo ( $t > \tau$ ) durante la descomposición isotérmica total de la austenita en ferrita alotriomórfica a 913 y 873 K, en el caso de un TGA de 76  $\mu\text{m}$ . En la figura 3b se puede apreciar con más detalle la evolución de  $V_\alpha$  en los primeros instantes de la transformación. De estas figuras se desprende que cuanto menor es la temperatura de descomposición isotérmica, más lento es el crecimiento de la ferrita alotriomórfica en el acero, lo cual está de acuerdo con la menor movilidad del carbono a esas temperaturas. En efecto, en el modelo puede apreciarse que, al disminuir la temperatura de descomposición isotérmica, la constante de crecimiento parabólico, como se recoge en la tabla V, disminuye su valor. Esto es consecuencia de la disminución del coeficiente de difusión de carbono con la temperatura



**Figura 2.** Microestructuras (TGA = 76  $\mu\text{m}$ ) obtenidas después de un mantenimiento isotérmico de 10 h a las temperaturas de (a) 913 K y (b) 873 K. (M es martensita; F es ferrita y P es perlita)

Figure 2. Microstructures obtained (TGA = 76  $\mu\text{m}$ ) after isothermal heat treatment during 10 h at (a) 913 K and (b) 873 K. (M is martensite; F is ferrite and P is pearlite)



**Figura 3.** Evolución de los resultados experimentales y calculados de  $V_\alpha$  con el tiempo para (a) la descomposición total y (b) los primeros instantes de la descomposición isotérmica de la austenita  $\alpha$  a 913 y 873 K ( $TGA = 76 \mu\text{m}$ ).

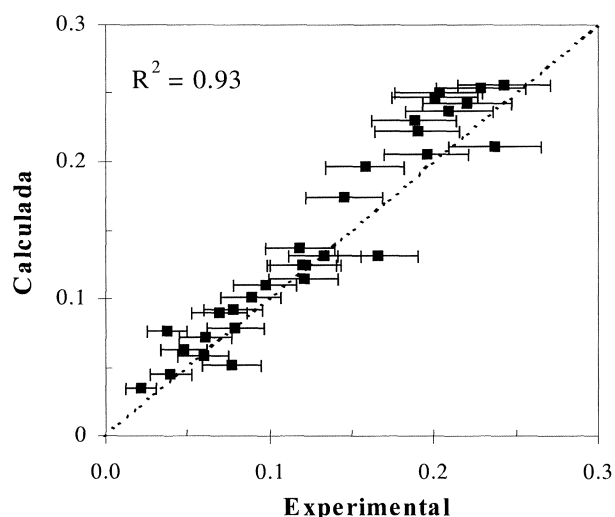
Figure 3. Evolution of experimental and calculated  $V_\alpha$  values with time for (a) the full and (b) the onset of isothermal austenite decomposition at 913 and 873 K ( $TGA = 76 \mu\text{m}$ ).

(Tabla III), pues aunque aumente la concentración de carbono en la intercara  $C^\gamma$  (Tabla V) y, por lo tanto, el gradiente de carbono dentro de la misma, la difusión de carbono es más susceptible a la disminución de la movilidad del mismo con la temperatura que a dicho aumento de gradiente.

En la figura 4 se presenta una comparación entre los valores calculados teóricamente por el mo-

delo y los obtenidos experimentalmente. De esta figura, se puede concluir que existe una buena correlación (93 % en  $R^2$ ) entre los resultados experimentales y los teóricos obtenidos en este trabajo para la formación de la ferrita alotriomórfica por descomposición isotérmica de la austenita a temperaturas menores que la del eutectoide.

Finalmente, para analizar la influencia del TGA sobre la cinética de formación de la ferrita alotriomórfica obtenida por descomposición isotérmica de la austenita a temperaturas inferiores a la del eutectoide, se ha elegido la temperatura de 913 K y los dos tamaños de grano seleccionados en este estudio,  $11 \mu\text{m}$  y  $76 \mu\text{m}$ . En la figura 5 se representa la evolución de la fracción de volumen de ferrita alotriomórfica con el tiempo de mantenimiento isotérmico para ambos TGA. Estos resultados indican que la cinética de la transformación es mucho más rápida para el tamaño de grano de  $11 \mu\text{m}$  (Fig. 5a), alcanzándose las fracciones de equilibrio mucho antes que para el TGA de  $76 \mu\text{m}$  (Fig. 5b).



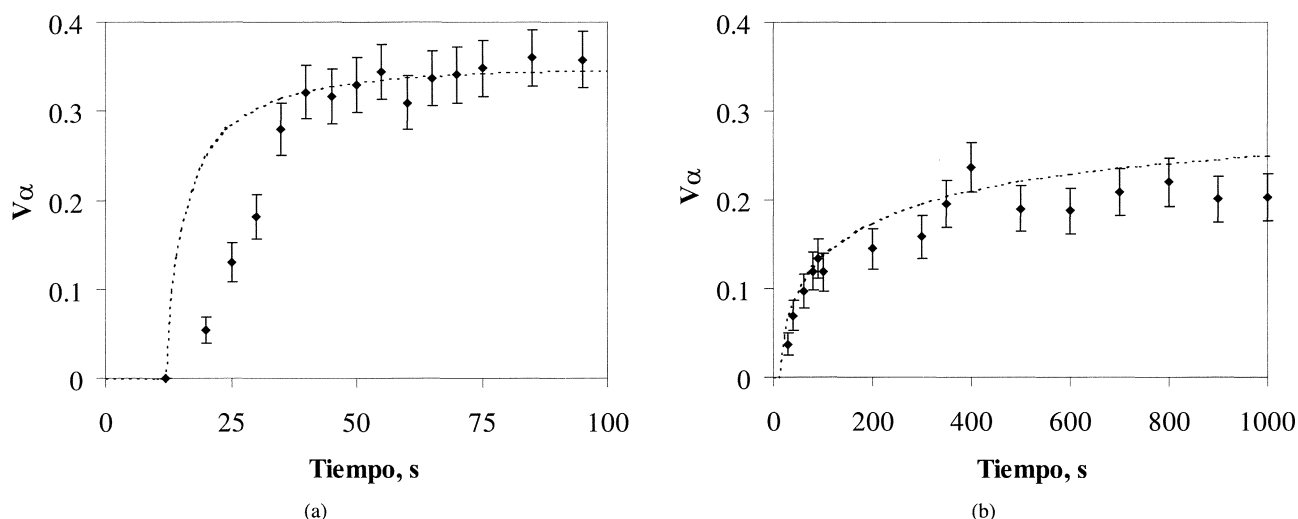
**Figura 4.** Comparación entre los valores experimentales y calculados de  $V_\alpha$  para la descomposición isotérmica a 913 y 873 K ( $TGA = 76 \mu\text{m}$ ).

Figure 4. Comparison between experimental and calculated  $V_\alpha$  values with time for isothermal decomposition at 913 and 873 K ( $TGA = 76 \mu\text{m}$ ).

#### 4. CONCLUSIONES

Se ha utilizado un modelo físico-matemático que, basado en principios metalúrgicos de origen termodinámico y cinético, es capaz de reproducir con fiabilidad la cinética de formación isotérmica de ferrita alotriomórfica producida a temperaturas inferiores a la del eutectoide y superiores a la de cual-





**Figura 5.** Evolución de los resultados experimentales y calculados de  $V_\alpha$  con el tiempo para la temperatura de 913 K con un (a) TGA = 11  $\mu\text{m}$ , y (b) TGA = 76  $\mu\text{m}$ .

quier transformación adifusional en un acero microaleado de forja de contenido medio en carbono. Este modelo predice la fracción de volumen de ferrita alotriomórfica que se forma en cada instante del proceso de descomposición isotérmica a partir, únicamente, de tres datos "input" perfectamente conocidos: la composición química, la temperatura de mantenimiento isotérmico y el tamaño de grano austenítico del acero.

La validación experimental de este modelo de transformación ha permitido confirmar la hipótesis por la que se establece que, para mantenimientos isotérmicos a temperaturas más bajas que la temperatura del eutectoide, la cinética de formación de ferrita alotriomórfica es indiferente a la interacción entre los frentes de difusión de distintos alotriomorfos creciendo desde lugares opuestos del grano austenítico.

En este trabajo se ha evaluado, finalmente, el efecto de la temperatura de descomposición isotérmica y del TGA sobre la formación de ferrita alotriomórfica, concluyéndose que, cuanto menor es la temperatura de descomposición isotérmica y mayor el TGA, más lento es el crecimiento de la ferrita alotriomórfica en el acero.

### Agradecimientos

Los autores agradecen a la Comisión Interministerial de Ciencia y Tecnología (CICYT) la financiación del proyecto PETRI 95-0089-OP. Asimismo, agradecen a GSB Acero, S.A. y al CEIT el su-

ministro del material y la colaboración en dicho proyecto. C. Capdevilla agradece la beca postdoctoral, concedida por la Consejería de Educación y Cultura de la Comunidad de Madrid, España.

### REFERENCIAS

- [1] H.I. AARONSON, *Proc. Mechanism of Phase Transformation in Metals*, Institute of Metals, London, 1955, p. 47-55.
- [2] C.A. DUBÉ, H.I. AARONSON y R.F. MEHL, *Rev. Metall.* 3 (1958) 201-226.
- [3] I. MADARIAGA, I. GUTIÉRREZ, C. GARCÍA DE ANDRÉS y C. CAPDEVILA, *Scr. Metall. Mater.* 41 (1999) 229-235.
- [4] I. MADARIAGA e I. GUTIÉRREZ, *Acta Mater.* 47 (1999) 951-960.
- [5] M.A. LINAZA, J.L. ROMERO, J.M. RODRÍGUEZ-IBABE y J.J. URCOLA, *Scr. Metall.* 29 (1993) 1217-1222.
- [6] I. MADARIAGA, J.L. ROMERO e I. GUTIÉRREZ, *Metall. Trans.* 29A (1998) 1003-1015.
- [7] C. GARCÍA DE ANDRÉS, C. CAPDEVILA y F.G. CABALLERO, *Proc. Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos y de Superficie TRATERMAT 98*, Cenim-CSIC, Madrid, 1998, p. 135-143.
- [8] H.K.D.H. BHADSHIA, *Mater. Sci. Technol.* (1985) 497-504.
- [9] S.S. BABU, H.K.D.H. BHADSHIA y L.E. SVENSSON, *J. Mater. Sci. Lett.* 10 (1991) 142.
- [10] S.S. BABU y H.K.D.H. BHADSHIA, *Mater. Sci. Technol.* (1990) 1005-1020.
- [11] S.J. JONES y H.K.D.H. BHADSHIA, *Acta Mater.* 45 (1997) 2911-2920.
- [12] B. THOMAS y M. GUTTMANN, *The Book of steels*, ed. SOLLAC-IRSID, Paris, France, 1996, p. 89.
- [13] M. ONIK, Tesis Doctoral, T.U. Delft, Delft, Holanda, 1995.
- [14] S.V. PARKER, Tesis Doctoral, University of Cambridge, Inglaterra, 1997.

- [15] C. GARCÍA DE ANDRÉS, G. CARUANA y L.F. ALVAREZ, *Mater. Sci. Eng. A241* (1998) 211-215.
- [16] G.F. VAN DER VOORT, *Metallography*, ed. McGraw-Hill, New York, 1984, p. 427.
- [17] C. GARCÍA, L.F. ALVAREZ y M. CARSI, *Weld. Int.* (1992) 612-621.
- [18] K.C. RUSSELL, *Metall. Trans. 2* (1971) 5-12.
- [19] W.F. LANGE, M. ENOMOTO y H.I. AARONSON, *Metall. Trans. 19A* (1988) 427-440.
- [20] R.H. SILLER y R.B. McLELLAN, *Metall. Trans. 1* (1970) 985-988.
- [21] H.K.D.H. BHADSHIA, *Met. Sci.* 15 (1981) 477-479.
- [22] S.M. HODSON, MTDATA-Metallurgical y Thermomechanical Databank, National Physical Laboratory, Teddington, Inglaterra, 1989, p. 1.
- [23] H.K.D.H. BHADSHIA, *Map Project*, <http://www.msm.cam.ac.uk/map/steel/subs/ferr-b.html>.
- [24] N. RIDLEY, H. STUART y L. ZWELL, *Trans. AIME* 245 (1969) 1834-1836.
- [25] D.J. DYSON y B. HOLMES, *JISI* 208 (1970) 469-474.
- [26] N.A. GJOSTEIN, H.A. DOMIAN, H.I. AARONSON y E. EICHEN, *Acta Metall.* (1966) 1637-1649.
- [27] R.W.K. HONEYCOMBE y H.K.D.H. BHADSHIA, *Steels*, ed. Arnold, London, UK, 1995, p. 5.
- [28] A.K. SINHA, *Ferrous physical metallurgy*, ed. Butterworths, Stoneham, USA, 1989, p. 190.
- [29] C. GARCÍA DE ANDRÉS, C. CAPDEVILA, F.G. CABALLERO y H.K.D.H. BHADSHIA, *Scr. Mater.* (1998) 853-859.
- [30] R.C. REED y H.K.D.H. BHADSHIA, *Mater. Sci. Technol.* (1992) 421-435.
- [31] J.R. BRADLEY, J.M. RIGSBEE y H.I. AARONSON, *Metall. Trans. 8A* (1977) 323-333.
- [32] J.W. CHRISTIAN, *Theory of Transformations in metals y alloys*, Part I, 2<sup>nd</sup> ed., Pergamon, Oxford, 1975, p. 482.
- [33] H.K.D.H. BHADSHIA, *Prog. Mater. Sci.* (1985) 321-386.
- [34] G.J. SHIFLET, J.R. BRADLEY y H.I. AARONSON, *Metall. Trans. A* (1978) 999-1008.
- [35] J.W. CHAN, *Acta Metall.* (1956) 449-459.
- [36] C. CAPDEVILA, F.G. CABALLERO y C. GARCÍA DE ANDRÉS, *Scr. Mater.* 44 (2001), 593-600.