

# Modelización de la formación isotérmica de ferrita idiomórfica en aceros de medio carbono microaleados con vanadio-titanio<sup>(\*)</sup>

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

**Resumen** En este trabajo se presenta un modelo teórico para calcular la evolución con el tiempo de la transformación isotérmica de la austenita en ferrita idiomórfica en un acero de medio carbono microaleado con vanadio-titanio. En dicho modelo, desarrollado en base al estudio de la cinética de nucleación y crecimiento de ferrita idiomórfica, se ha valorado la influencia de la naturaleza, tamaño y distribución de las inclusiones responsables de la nucleación intragranular de ferrita. Así mismo, se ha analizado, con detenimiento, la influencia que tiene el tamaño de grano austenítico. El modelo ha sido validado experimentalmente, mostrándose un excelente acuerdo (85 % en  $R^2$ ) entre los resultados experimentales y los predichos por el modelo de transformación propuesto en este trabajo.

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

## Modeling of kinetics of isothermal idiomorphic ferrite formation in a medium carbon vanadium-titanium microalloyed steel

**Abstract** A theoretical model is presented in this work to calculate the evolution of isothermal austenite-to-idiomorphic ferrite transformation in a medium carbon vanadium-titanium microalloyed steel. This model has been developed on the basis of the study of the nucleation and growth kinetics of idiomorphic ferrite, considering the influence of the nature, size and distribution of the inclusions, which are responsible of the intragranular nucleation of idiomorphic ferrite. Moreover, the influence of the austenite grain size on the isothermal decomposition of austenite in idiomorphic ferrite has been thoroughly analysed. An excellent agreement (85 % in  $R^2$ ) has been obtained between experimental and predicted values of volume fraction of idiomorphic ferrite.

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

### 1. INTRODUCCIÓN

La ferrita que se forma en el acero por un mecanismo de origen difusional, puede clasificarse en dos tipos principales: ferrita alotriomórfica y ferrita idiomórfica<sup>[1]</sup>. La ferrita alotriomórfica es la variedad de la ferrita que se forma a más altas temperaturas por debajo de la temperatura  $A_{e3}$  del diagrama de fases, es decir, con menores subenfriamientos. La palabra alotriomórfico procede del griego y 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 limi-

ta 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 *bcc*. 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 *bcc*.

(\*) Trabajo recibido el día 12 de Julio de 2001 y aceptado en su forma final el día 30 de abril de 2002.

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

Es conocido que la microestructura del acero afecta de forma importante a la tenacidad y a otras propiedades mecánicas del mismo. En este sentido, la nucleación intragranular de ferrita idiomórfica produce una microestructura muy fina, fenómeno, éste, que ha sido objeto de importantes estudios debido a la necesidad de mejorar la tenacidad, especialmente cuando las técnicas convencionales de refinamiento de grano no son suficientes.

La ferrita idiomórfica, junto con la ferrita acicular, son las microestructuras que mayor influencia ejercen sobre la tenacidad y la resistencia mecánica de los depósitos de soldadura<sup>[3-6]</sup>. Existen publicados numerosos trabajos sobre la formación de ferrita acicular<sup>[7-10]</sup> pero, por el contrario, la formación de ferrita idiomórfica no ha sido objeto de un estudio tan profundo. Algunos investigadores se han centrado en el estudio de los diferentes tipos de precipitados que facilitan la nucleación de ferrita idiomórfica y, en concreto, en la razón por la cual estos precipitados se convierten en lugares viables para la nucleación de ferrita. En este sentido, se concluyó que precipitados tan diversos como los óxidos de titanio ( $Ti_2O_3$ ), el sulfuro de manganeso (MnS) y los nitruros de vanadio (VN) potencian la formación intragranular de ferrita<sup>[3-12]</sup>. Estos trabajos, sin embargo, no estudiaron las cinéticas de nucleación y crecimiento de la ferrita idiomórfica en el acero.

Aunque la cinética de formación de ferrita alotriomórfica<sup>[13 y 14]</sup>, perlita<sup>[15 y 16]</sup> y ferrita acicular<sup>[17]</sup> está bien establecida, la teoría cinética para la formación de ferrita idiomórfica no ha sido, aún, adecuadamente desarrollada. El principal objetivo de este trabajo es esclarecer los mecanismos de la descomposición isotérmica de la austenita en ferrita idiomórfica, así como analizar la influencia de factores como el tamaño de grano austenítico de partida (TGA) sobre la nucleación y crecimiento de la ferrita idiomórfica. Asimismo, en este trabajo se presenta un modelo físico-matemático que describe la formación de ferrita idiomórfica en un acero de medio carbono durante el procesado isotérmico de la austenita.

## 2. MATERIAL Y PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES

La composición química de este acero 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. Su producción se realizó mediante colada convencional

Tabla I. Composición química (% en masa)

Table I. Chemical composition (mass %)

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

en forma de lingote cuadrado (2.500 kg), que fue, posteriormente, laminado en caliente para formar barras cuadradas de  $50 \times 50$  mm.

Para el estudio experimental de la transformación isotérmica de la austenita se utilizó un dilatómetro de alta resolución Adamel Lhomargy DT1000<sup>[18]</sup>. En los ensayos se emplearon probetas 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 variación de longitud de la probeta se mide por medio de un captador inductivo LVDT, que permite traducir los desplazamientos aplicados al núcleo de dicho captador en una tensión eléctrica proporcional a la variación de longitud.

Si se añaden 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, se dispone de un equipo con el que 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. Así mismo, 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 e, inmediatamente después, se enfriaron hasta las dos temperaturas 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 mantuvo la muestra a esta temperatura durante un determinado tiempo, al final del cual se templó inmediata y bruscamente con un chorro de helio hasta temperatura ambiente. La microestructura se reveló atacándola con nital al 2 % (20 ml de ácido nítrico concentrado, HNO<sub>3</sub>, en 980 ml de metanol).

El TGA se midió sobre probetas que se templaron desde las propias temperaturas de austenización anteriormente indicadas. Dichas medidas se realizaron por el sistema de interceptación lineal<sup>[19]</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 a su gran tamaño de 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.

Los puntos críticos de enfriamiento de este acero, correspondiente al principio ( $A_{e3}$ ) y final ( $A_{e1}$ ) de la transformación de austenita en ferrita, se de-

terminaron 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>[20]</sup>. La determinación precisa de las temperaturas  $A_{e3}$  y  $A_{e1}$ , se efectuó mediante el análisis metalográfico de probetas cuyo enfriamiento es interrumpido por temple a diferentes temperaturas, próximas a las obtenidas por dilatometría. Así, se obtuvieron valores de  $A_{e3}=1.013$  K y  $A_{e1}=943$  K.

La fracción de volumen de ferrita idiomórfica ( $\xi$ ) 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.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. Temperatura crítica de nucleación de ferrita idiomórfica en el acero

El proceso de nucleación de la ferrita idiomórfica tiene lugar sobre las inclusiones distribuidas, más o menos homogéneamente, dentro del grano austenítico. Evidentemente, si los procesos de nucleación en la frontera de grano y en las inclusiones fueran equivalentes, energéticamente hablando, ambas fases (ferrita idiomórfica y alotriomórfica) deberían aparecer simultáneamente en el acero.

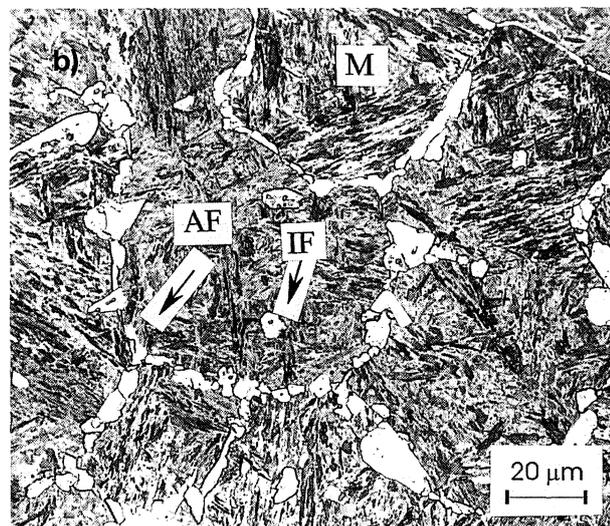
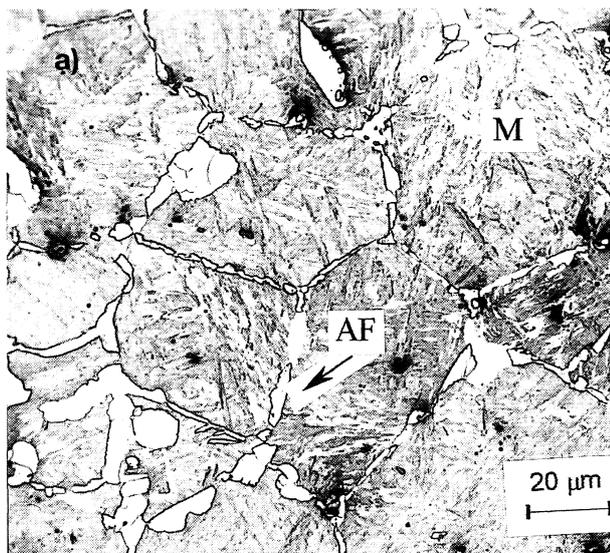
Con idea de encontrar la temperatura crítica de nucleación de la ferrita idiomórfica, y ante la dificultad de detectar dilatométricamente el inicio de su formación, se realizaron una serie de ensayos isotérmicos de larga duración (de 3 y 10 h de mantenimiento a temperatura de 973 K), con el fin de conseguir la transformación isotérmica completa de la austenita y poder comprobar si existe formación de ferrita idiomórfica a dicha temperatura. En la figura 1 se muestran las microestructuras obtenidas en el acero por descomposición isotérmica, a 973 K, de una austenita con tamaño de grano de 76  $\mu\text{m}$ . En la figura 1a) no se observa nucleación intragranular de ferrita, mientras que ésta empieza a ser detectable después de 10 h de mantenimiento isotérmico (Fig. 1b)). Por lo tanto, se puede deducir que se está en una temperatura crítica para la

Tabla II. Tamaño de grano austenítico (TGA)

Table II. Prior austenite grain size (PAGS)

$T\gamma$ , K	TGA, $\mu\text{m}$
1.523	76
1.273	11

$T\gamma$  = Temperatura de austenización



**Figura 1.** Microestructuras ( $TGA=76 \mu\text{m}$ ) obtenidas después de un mantenimiento isotérmico a la temperatura de 973 K durante (a) 3 h y (b) 10 h. (M es martensita; AF es ferrita alotriomórfica y IF es ferrita idiomórfica).

Figure 1. Microstructures obtained ( $PAGS=76 \mu\text{m}$ ) after isothermal heat treatment at 973 K during (a) 3 h and (b) 10 h. (M is martensite; AF is allotriomorphic ferrite and IF is idiomorphic ferrite).

aparición isotérmica de la ferrita idiomórfica. En consecuencia, la ferrita idiomórfica necesita un sub-enfriamiento adicional con respecto a la ferrita alotriomórfica ya que, mientras ésta última aparece a temperaturas cercanas a 1.013 K, la ferrita idiomórfica lo hace a 973 K.

Considerando la teoría de nucleación clásica, el cambio de energía libre resultante de la formación de un embrión semiesférico en la intercara austenita-austenita podría describirse de la forma siguiente<sup>[21]</sup>:

$$\Delta G_{LG} = \frac{\pi(3\sigma_{\gamma\alpha} - \sigma_{\gamma\gamma})^3}{3\Delta G_V^2} \quad (1)$$

donde  $\Delta G_V$  es el cambio de energía libre de la austenita al transformarse,  $\sigma_{\gamma\alpha}$  es la energía interfacial austenita-ferrita y  $\sigma_{\gamma\gamma}$  es la energía interfacial austenita-austenita.

De igual forma, el cambio de energía libre para la nucleación de ferrita en una inclusión vendría dado por la siguiente ecuación:

$$\Delta G_{INC} = \frac{\pi(2\sigma_{\gamma\alpha} + \sigma_{al} - \sigma_{\gamma l})^3}{3\Delta G_V^2} \quad (2)$$

donde  $\sigma_{al}$  y  $\sigma_{\gamma l}$  son, respectivamente, las energías interfaciales ferrita-inclusión y austenita-inclusión. Si se considera que la ferrita nuclea de forma espontánea en el interior del grano austenítico, es decir, un proceso de nucleación homogénea, el cambio de energía libre sería el siguiente:

$$\Delta G_{HOM} = \frac{16\pi\sigma_{\gamma\alpha}^3}{3\Delta G_V^2} \quad (3)$$

Luego, normalizando las expresiones del cambio de energía libre para la nucleación heterogénea, tanto en inclusiones como en el límite de grano, con el cambio de energía libre producido durante la nucleación homogénea en el interior del grano austenítico, se establece una manera de comparar los cambios de energía libre que se producen en ambos sistemas de nucleación, en inclusiones y en límite de grano austenítico. Las expresiones de la energía libre normalizada para la nucleación heterogénea en la inclusión y en el límite de grano austenítico son, respectivamente:

$$\frac{\Delta G_{INC}}{\Delta G_{HOM}} = \frac{(2\sigma_{\gamma\alpha} + \sigma_{al} - \sigma_{\gamma l})^3}{16\sigma_{\gamma\alpha}^3} \quad (4)$$

$$\frac{\Delta G_{LG}}{\Delta G_{HOM}} = \frac{(3\sigma_{\gamma\alpha} - \sigma_{\gamma\gamma})^3}{16\sigma_{\gamma\alpha}^3}$$

A partir de los datos publicados por Aaronson y Wells<sup>[22]</sup>, sobre los valores de las distintas energías interfaciales para las intercara austenita-ferrita, se obtiene que  $\Delta G_{LG}/\Delta G_{HOM} = 0,281$ . Por otra parte, la nucleación intragranular de ferrita en las

inclusiones se producirá cuando, por lo menos, la energía interfacial entre la ferrita y la inclusión sea igual a la energía interfacial austenita-inclusión. De esta forma, sustituyendo en la ecuación anterior, se obtiene el valor de  $\Delta G_{INC}/\Delta G_{HOM} = 0,5$ . Este resultado explica que la formación de ferrita idiomórfica requiera de mayor sub-enfriamiento que la formación de ferrita alotriomórfica, como se ha encontrado experimentalmente.

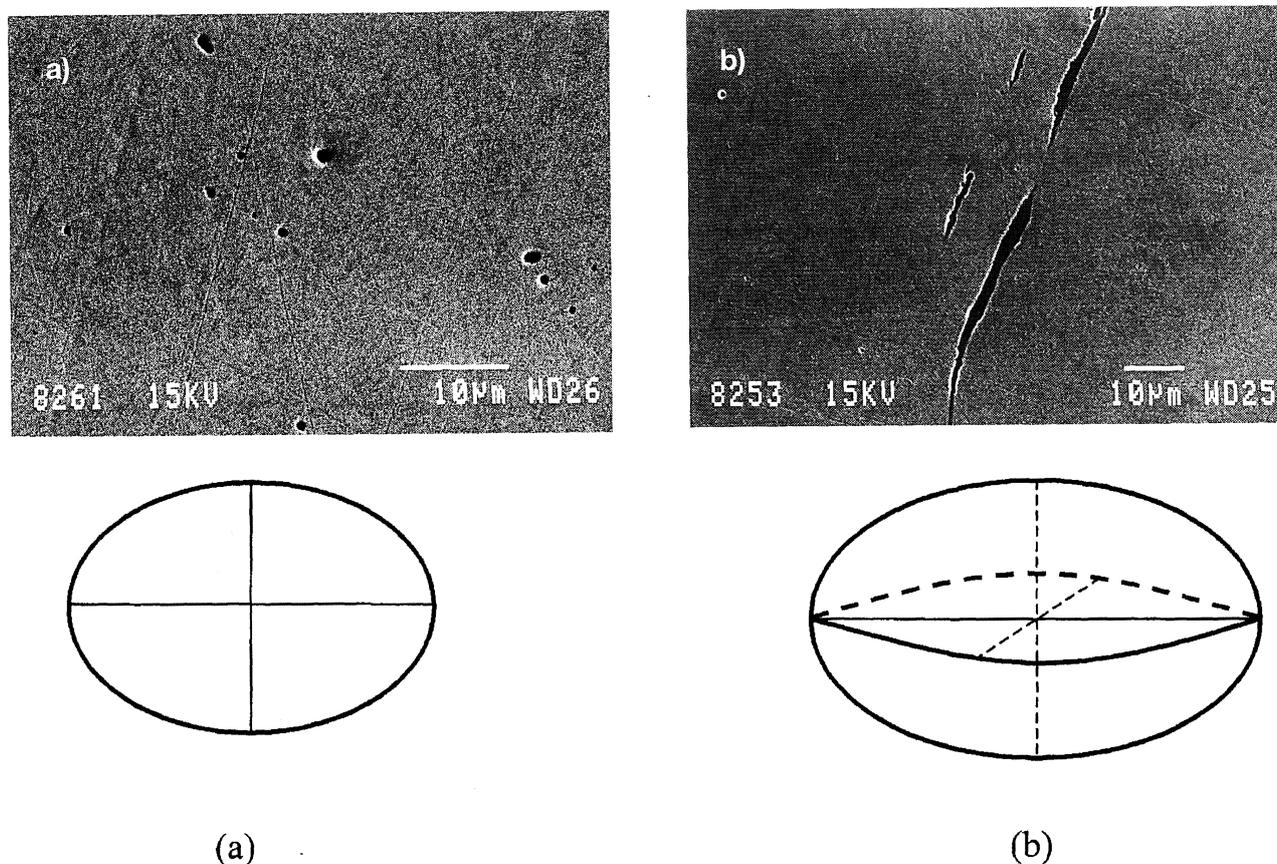
### 3.2. Tamaño y naturaleza de las inclusiones en el acero

Para determinar el tamaño real y la morfología de las inclusiones presentes en el acero, se realizó un análisis metalográfico por microscopía electrónica de barrido (MEB), tanto en secciones transversales como longitudinales a la dirección de conformado del acero, concluyendo que las inclusiones responden a una forma elipsoidal (Fig. 2). Con idea de determinar el tamaño y distribución de las mismas, se realizó un estudio de las micrografías obtenidas

por MEB en un analizador de imagen IBAS OPTIMAS 2.0. Los valores de los diámetros  $d_1$  y  $d_2$  se determinaron sobre micrografías del tipo de las presentadas en la figura 2a). Los valores medios obtenidos fueron  $d_1=1,78 \mu\text{m}$  y  $d_2=1,16 \mu\text{m}$ , y su distribución se representa en la figura 3a). Analizando micrografías correspondientes a la sección longitudinal de la probeta, se pudo determinar que el parámetro  $d_3$  tiene un valor medio de  $9,56 \mu\text{m}$ , encontrándose, además, que en la mayoría de las inclusiones,  $d_3 < 10 \mu\text{m}$ , tal y como puede apreciarse en la distribución de la figura 3b).

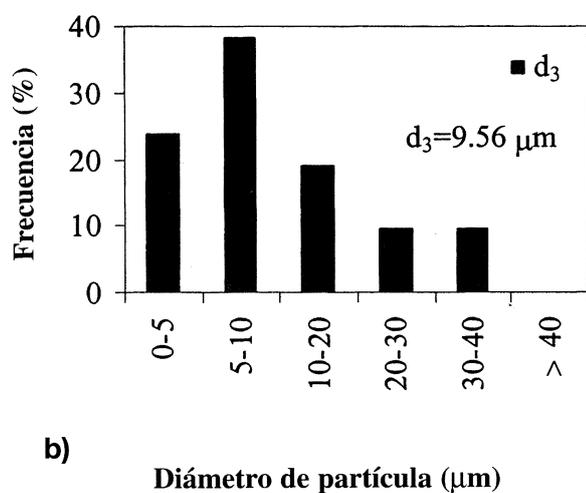
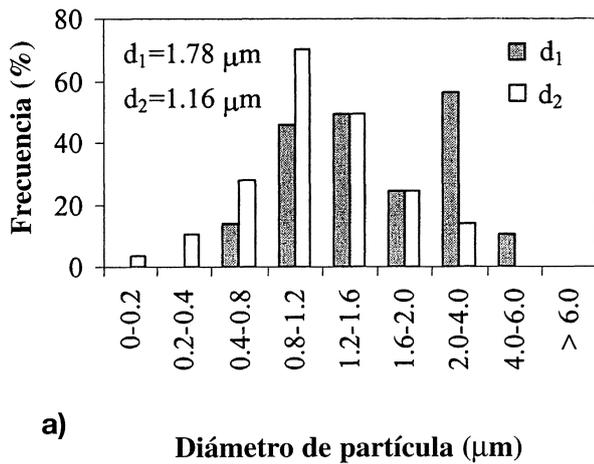
Con el objeto de clarificar la composición química de las inclusiones que potencian la formación de la ferrita idiomórfica, en el presente trabajo se realizó un estudio de caracterización por MEB, junto con microanálisis por dispersión de energías (EDX). Los resultados mostrados en el espectro de la figura 4 corroboran que las inclusiones son de MnS.

Dado que la ferrita idiomórfica nuclea sobre las inclusiones distribuidas en el interior del grano austenítico, la fracción de volumen final de ferrita



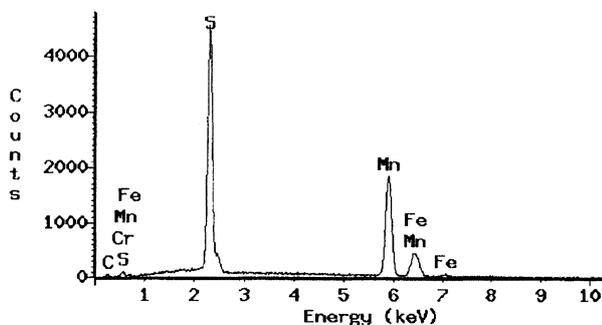
**Figura 2.** Morfología de las inclusiones en una sección (a) transversal y (b) longitudinal a la dirección de conformado del acero de estudio.

*Figure 2. Morphology of inclusions; (a) transversal and (b) longitudinal section to rolling direction.*



**Figura 3.** Distribución del diámetro de las inclusiones en una sección (a) transversal y (b) longitudinal a la dirección de conformado.

Figure 3. Size distribution of inclusions; (a) transversal and (b) longitudinal section to rolling direction.



**Figura 4.** Micrografías obtenidas por microanálisis EDX de la inclusión (ver flecha) donde nuclea la ferrita idiomórfica.

Figure 4. EDX spectrum of an inclusion (see arrow) where idiomorphic ferrite nucleates.

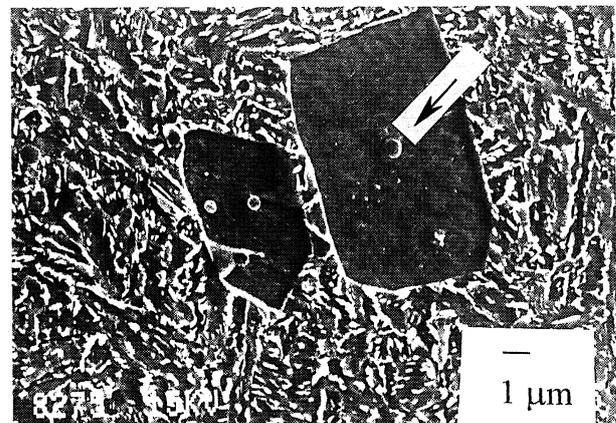
idiomórfica debe estar relacionada con la fracción de volumen de inclusiones. Klukun y Grong<sup>[23]</sup> establecieron un método empírico para calcular la fracción de volumen de las inclusiones que se encuentran en el acero. Suponiendo que todas las inclusiones, de un tamaño lo suficientemente grande como para que sobre ellas puedan nuclearse los idiomorfos, son compuestos de azufre y/u oxígeno, Klukun y Grong convirtieron las concentraciones analíticas de oxígeno y azufre en un equivalente en fracción de volumen de inclusiones. Tomando la solubilidad del azufre en el acero igual al 0,003 % en masa<sup>[24]</sup>, estos investigadores dedujeron la siguiente ecuación:

$$V_{INC} \approx 10^{-2}[5,0\{\% O_2\}+5,4\{\% S\}-0,003] \quad (5)$$

donde,  $V_{INC}$  es la fracción de volumen de inclusiones en el acero y %  $O_2$  y % S son, respectivamente, los porcentajes en masa de oxígeno y de azufre en el mismo. A partir de la tabla I, la fracción de volumen de inclusiones aptas para la nucleación corresponde a un valor de  $V_{INC}=2,34 \times 10^{-3}$ .

### 3.3. Influencia del tamaño de grano austenítico en la formación de ferrita idiomórfica

Debido al proceso competitivo que supone para la ferrita la nucleación en inclusiones o en el límite de grano, la variación de la densidad de puntos para la nucleación intragranular con respecto a los de nucleación en el límite de grano es crucial a la hora de determinar la fase que va a aparecer. La variación de lugares de nucleación en el límite de grano está controlada por la superficie física de grano, es decir, por el tamaño de grano, de



forma que, al crecer el tamaño de grano austenítico y disminuir la superficie de su límite, disminuirán los posibles lugares de nucleación del mismo, potenciándose de forma indirecta la nucleación intragranular. Además, este fenómeno se ve reforzado por el hecho de que al aumentar de tamaño el grano, también aumenta el número de inclusiones que hay dentro de él. Por tanto, es de vital importancia evaluar el proceso competitivo entre la nucleación en el límite de grano y la nucleación intragranular. La mejor manera de evaluar dicho proceso consiste en definir las superficies de nucleación por unidad de volumen.

Si se supone que la ferrita nuclea en primer lugar en la frontera de grano, el número total de lugares de nucleación por unidad de volumen de grano austenítico,  $N_V^{LG}$  está dado por la ecuación<sup>[25]</sup>:

$$N_V^{LG} = n_a S_V^{LG} \quad (6)$$

donde  $n_a$  es el número de lugares de nucleación por unidad de área de frontera y  $S_V^{LG}$  es el área de frontera de grano por unidad de volumen. El valor de  $n_a$  se puede expresar como  $K/\delta^2$ , donde  $K$  es una constante y  $\delta$  es el espaciado interatómico (cuyo valor aproximado es  $2,5 \times 10^{-10}$  m)<sup>[26]</sup>. Por lo tanto,  $S_V^{LG}$  es una magnitud que expresa la densidad de lugares de nucleación en el límite de grano austenítico.

Si se supone el grano austenítico esférico, la superficie disponible para la nucleación por unidad de volumen queda representada por la ecuación:

$$S_V^{LG} = \frac{\pi(d_\gamma/2)^2}{\frac{4\pi}{3}(d_\gamma/2)^3} = \frac{6}{d_\gamma} \quad (7)$$

donde,  $d_\gamma$  es el diámetro medio de grano austenítico. Análogamente, en este trabajo se propone una expresión similar para los lugares de nucleación intragranular suponiendo todas las inclusiones del mismo tamaño y elipsoidales. En este sentido, la superficie total de inclusión hábil para la nucleación intragranular,  $S_V^{INC}$ , se puede expresar como:

$$S_V^{INC} = S_{V_0}^{INC} n^{INC} \quad (8)$$

donde,  $S_{V_0}^{INC}$  es el área de superficie de inclusión por unidad de volumen para una inclusión en concreto y  $n^{INC}$  es el número total de inclusiones atra-

padas dentro del grano austenítico. Como se ha considerado que todas las inclusiones son elipsoides y del mismo tamaño,  $S_{V_0}^{INC}$  tiene un valor de  $S_{V_0}^{INC} = 6/d_3$ . Además,  $n^{INC}$  se podría expresar como el producto entre la densidad de inclusiones en el acero ( $V_V$ ), modulado por la relación entre el tamaño de grano austenítico y el de la inclusión  $\left(\frac{d_\gamma}{(d_1 + d_2)/2}\right)$ . Por lo tanto, queda representada por la ecuación:

$$S_V^{INC} = \frac{6}{d_3} \frac{d_\gamma}{(d_1 + d_2)/2} V_V = \frac{12d_\gamma}{d_3(d_1 + d_2)} V_V \quad (9)$$

donde,  $d_1$ ,  $d_2$ , y  $d_3$  son los diámetros de la inclusión.

La relación entre ambas densidades superficiales ( $S_V^{INC} / S_V^{LG}$ ), obtenida al dividir las ecuaciones (9) y (7), permitirá cuantificar cuánto más favorable es la nucleación en el límite de grano en comparación con la nucleación intragranular. En la figura 5 se representa la variación de dicha relación con el tamaño de grano austenítico, suponiendo que el tamaño de las inclusiones y su fracción de volumen es constante en el acero estudiado. De dicha figura se deduce que, a medida que se incrementa el tamaño de grano austenítico, los posibles lugares de nucleación intragranular y en el límite de grano tienden a igualarse. Por ello, cabe esperar que, para un tamaño de grano lo suficientemente

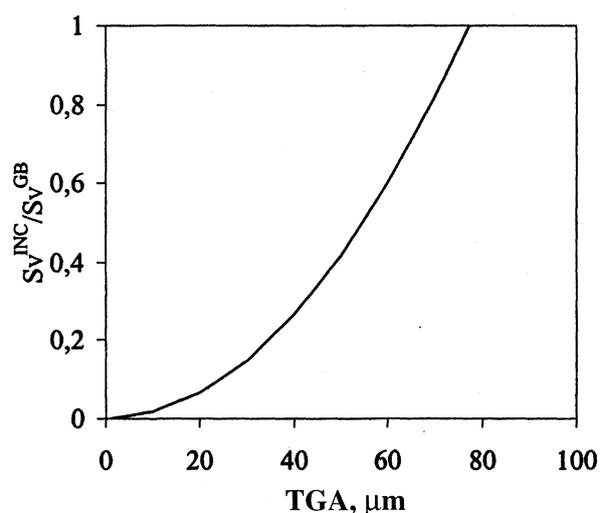
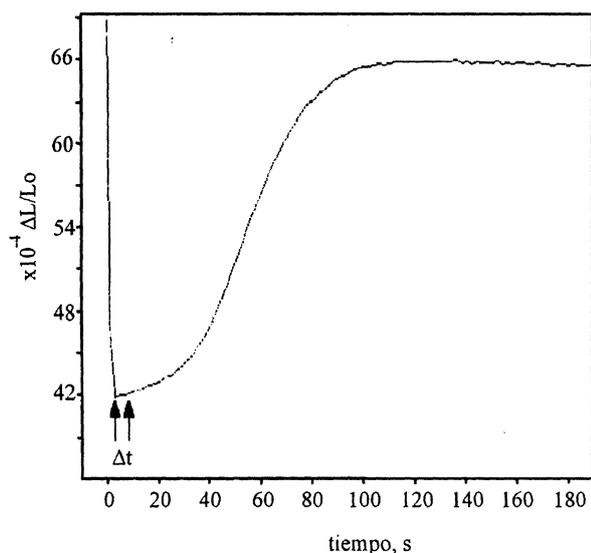


Figura 5. Relación de las densidades superficiales de nucleación en el límite de grano e intragranular frente al tamaño de grano.

Figure 5. Relationship between intragranular and grain boundary nucleation of ferrite as a function of the austenite grain size.

grande, la nucleación se produzca indistintamente en los límites de grano o dentro de los mismos.

El valor experimental de la fracción de volumen de equilibrio de ferrita idiomórfica ( $\xi_E$ ) para cada una de las temperaturas de descomposición isotérmica, se determinó 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. 6), 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 ferrita alotriomórfica e idiomórfica. El análisis metalográfico de probetas templadas después de sucesivos tratamientos isotérmicos mantenidos durante tiempos diferentes, próximos al determinado por dilatometría, permitió determinar 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 permitieron caracterizar las distintas fases y microconstituyentes formados, haciendo posible determinar los valores de  $\xi_E$  indicados en la tabla



**Figura 6.** Curva dilatométrica obtenida durante 190 s de descomposición isotérmica de la austenita a la temperatura de 913 K.

Figure 6. Dilatometric curve obtained during isothermal decomposition of austenite at 913 K during 190 s.

III para los dos TGA estudiados. La figura 7 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.

### 3.4. Cinética de crecimiento de la ferrita idiomórfica en el acero. Modelo de transformación

Para calcular la evolución de la fracción de volumen de ferrita idiomórfica con el tiempo, se supone, en primer lugar, que las partículas de ferrita (idiomorfos) nuclean, heterogéneamente, sobre las inclusiones que se encuentran distribuidas de forma aleatoria dentro de la austenita. Estas partículas nuclean sobre las inclusiones con una velocidad de nucleación por unidad de área,  $I_{ID}$ , constante y crecen, isotrópicamente, bajo una ley parabólica, con el tiempo, cuya constante de crecimiento,  $\alpha_3$ , está expresada por<sup>[27]</sup>:

$$\alpha_3 = \left[ \frac{2D(x^{\gamma\alpha} - \bar{x})}{\bar{x} - x^{\alpha\gamma}} \right]^{1/2} \quad (10)$$

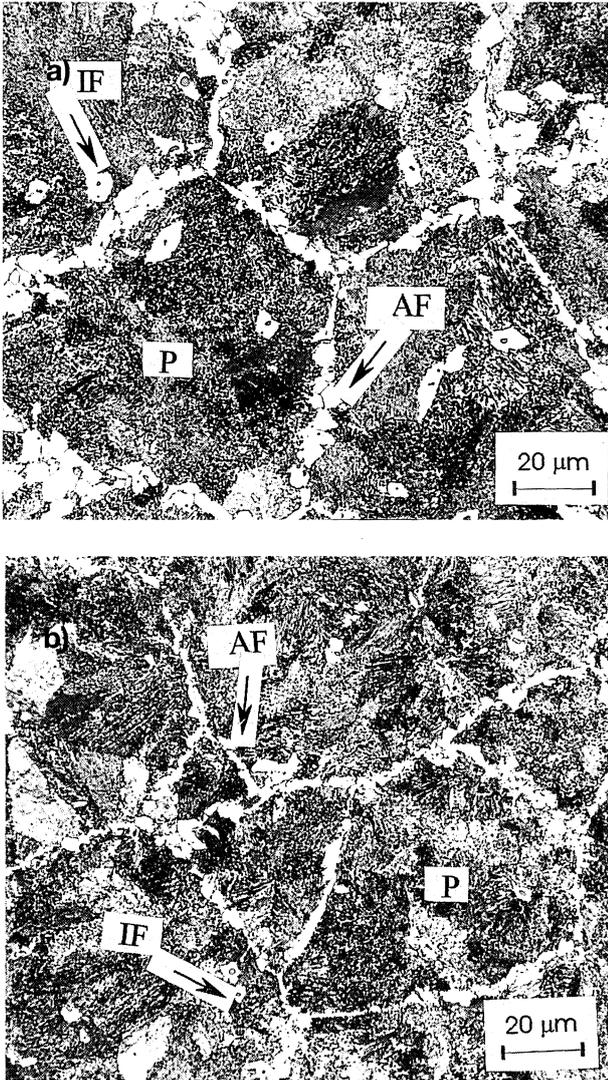
donde,  $\bar{x}$  es la concentración nominal de carbono del acero,  $x^{\gamma\alpha}$  es la concentración local de soluto de la intercara  $\alpha/\gamma$ , lado austenita,  $x^{\alpha\gamma}$  es la concentración local de soluto de la intercara  $\alpha/\gamma$ , lado ferrita, y,  $D$  es el coeficiente de difusión de carbono en la austenita, que ha sido calculado de acuerdo con Bhadeshia<sup>[28]</sup>.

Para describir la cinética de la descomposición isotérmica de la austenita en ferrita idiomórfica, se consideró adecuado asumir, en este modelo, la suposición de grano austenítico de longitud semi-infinita con condiciones de contorno constantes. Asimismo, de acuerdo con Bhadeshia<sup>[13]</sup>, la consideración de "paraequilibrio" es, también, una

**Tabla III.** Valores de  $\xi_E$  obtenidos experimentalmente

Table III. Experimental  $\xi_E$  values

Temperatura, K	$\xi_E$	
	TGA=11 $\mu\text{m}$	TGA=76 $\mu\text{m}$
913	<0,02	0,08
873	<0,01	0,06



**Figura 7.** 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. (AF es ferrita alotriomórfica, IF es ferrita idiomórfica y P es perlita).

Figure 7. Microstructures obtained ( $PAGS=76 \mu\text{m}$ ) after isothermal heat treatment during 10 h at (a) 913 K and (b) 873 K. (AF is allotriomorphic ferrite, IF is idiomorphic ferrite and P is pearlite).

aproximación justificada para describir la cinética de esta transformación. En efecto, 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 ellas. 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  $x^{\gamma\alpha}$  y  $x^{\alpha\gamma}$  en la ecuación (10) se refieren a las concentraciones en carbono y se

calculan de acuerdo al procedimiento establecido por Shiflet *et al.*<sup>[29]</sup>. Los valores de  $x^{\gamma\alpha}$  y  $x^{\alpha\gamma}$ , así como los de  $D$  y  $\alpha_3$ , se indican en la tabla IV.

El radio de la partícula de ferrita nucleada sobre la inclusión tras un tiempo de incubación  $\tau$ , se expresará en función del tiempo ( $t$ ) de mantenimiento isotérmico por la ecuación:

$$r_I = \alpha_3(t-\tau)^{1/2} \quad (11)$$

con lo que el volumen de la partícula es,

$$V_I = \begin{cases} \frac{4\pi}{3} \alpha_3^3 (t-\tau)^{3/2} & , (t > \tau) \\ 0 & , (t < \tau) \end{cases} \quad (12)$$

Tal como se ha podido confirmar experimentalmente, durante el tiempo de mantenimiento isotérmico van creciendo las primeras partículas nucleadas y, simultáneamente, se produce la nucleación de otras nuevas mientras existan lugares de nucleación disponibles en otras inclusiones. Por ello, el tiempo de incubación para cada partícula es distinto.

El número de partículas de ferrita formadas dentro de un grano austenítico, en un intervalo de tiempo que oscila entre  $\tau$  y  $\tau+d\tau$  es:

$$N = VS_V^{INC} I_{|DI} d\tau \quad (13)$$

donde  $V$  es la fracción de volumen de austenita antes de la descomposición isotérmica en ferrita idiomórfica.

Así, el volumen total de ferrita idiomórfica formado dentro de un grano austenítico en un incremento de tiempo  $d\tau$  está expresado por:

$$dV_{|DI}^e = V_I N_I = \frac{4\pi}{3} \alpha_3^3 (t-\tau)^{3/2} I_{|DI} VS_V^{INC} d\tau \quad (14)$$

**Tabla IV.** Valores calculados de  $x^{\alpha\gamma}$ ,  $x^{\gamma\alpha}$ ,  $D$ ,  $\alpha_3$  y  $S_V^{INC}$  para una temperatura de 913 y 873 K

Table IV. Calculated values of  $x^{\alpha\gamma}$ ,  $x^{\gamma\alpha}$ ,  $D$ ,  $\alpha_3$  and  $S_V^{INC}$  for a temperature of 913 and 873 K

T, K	$x^{\alpha\gamma}$ , % masa	$x^{\gamma\alpha}$ , % masa	D, m <sup>2</sup> s <sup>-1</sup>	$\alpha_3$ , m s <sup>-1/2</sup>	$S_V^{INC}$ , m <sup>-1</sup>	
					11 µm	76 µm
873	0,016	0,903	12,0×10 <sup>-14</sup>	5,2×10 <sup>-7</sup>	11×10 <sup>3</sup>	76×10 <sup>3</sup>
913	0,016	1,195	5,8×10 <sup>-14</sup>	6,0×10 <sup>-7</sup>	11×10 <sup>3</sup>	76×10 <sup>3</sup>

En este punto, es necesario corregir la sobrestimación que se produciría en el cálculo del volumen de ferrita idiomórfica, si se considerara en él la suma de las contribuciones de idiomorfos que, al crecer, ocuparan un volumen dentro del grano austenítico, el cual hubiera sido ocupado previamente por otro idiomorfo. Para introducir esta corrección en el modelo, y de acuerdo con Avrami<sup>[30]</sup>, el cambio de volumen de ferrita expresado por la ecuación anterior fue denominado volumen "extendido" de ferrita. Modulando el cambio de volumen "extendido" de ferrita por un factor que indique la disminución del volumen de austenita producido a medida que aumenta el volumen de ferrita, se obtendrá:

$$dV_{IDI} = \left(1 - \frac{V_{IDI}}{V}\right) dV_{IDI}^e \quad (15)$$

Sustituyendo (14) en (15), separando variables e integrando, se obtiene:

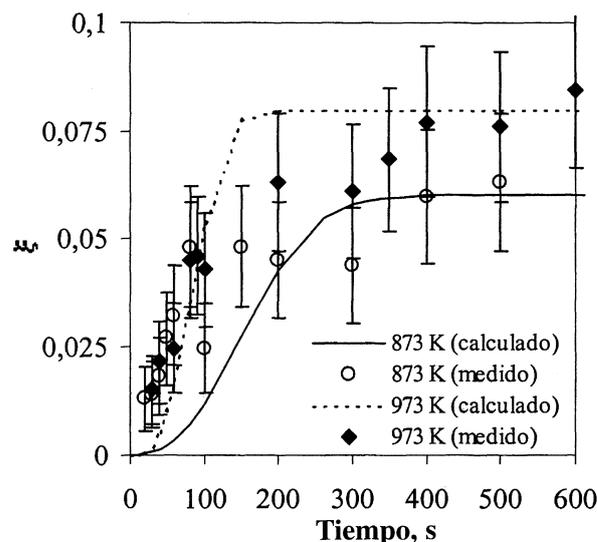
$$-\ln\left(1 - \frac{V_{IDI}}{V}\right) = \frac{4\pi}{3} \int_0^t I_{IDI} S_V^{INC} \alpha_3^3 (t - \tau)^{3/2} d\tau \quad (16)$$

Finalmente, la fracción de volumen de ferrita idiomórfica,  $\xi$ , puede obtenerse fácilmente, considerando que  $I_{IDI}$  y  $\alpha_3$  son constantes con el tiempo y que  $\xi_E$  es la máxima fracción de volumen de austenita que transforma a ferrita idiomórfica

$$\xi = \frac{V_{IDI}}{V} = \xi_E \left[1 - \exp\left(-\frac{8\pi}{15} I_{IDI} S_V^{INC} \alpha_3^3 t^{5/2}\right)\right] \quad (17)$$

La velocidad de nucleación  $I_{IDI}$  se calculó de acuerdo con Lange *et al.*<sup>[31]</sup> y Reed y Bhadeshia<sup>[32]</sup>, teniendo en cuenta la composición química del acero. Los resultados de  $I_{IDI}$  obtenidos de esta forma para 873 y 913 K son, respectivamente,  $1,2 \times 10^8$  y  $5,5 \times 10^8$ .

La figura 8 representa los resultados calculados por el modelo y los obtenidos experimentalmente sobre la formación de ferrita idiomórfica en función del tiempo de descomposición isotérmica de la austenita a las dos temperaturas estudiadas. En esta figura, se puede observar que, al disminuir la temperatura de descomposición isotérmica, el efecto más apreciable es la disminución de la cantidad de ferrita idiomórfica formada. Asimismo, se produce una ralentización del crecimiento de la misma debido a la disminución de la constante de



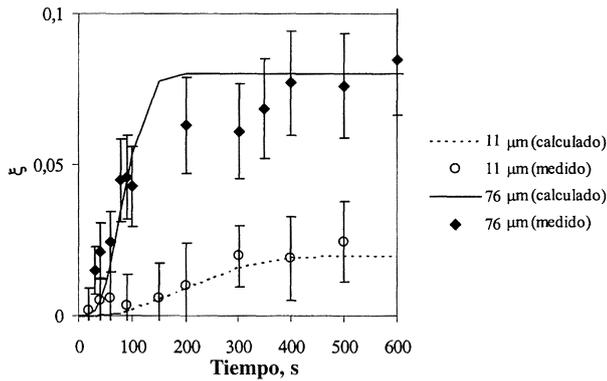
**Figura 8.** Evolución de  $\xi$  en función del tiempo de descomposición isotérmica para las dos temperaturas ensayadas y un TGA de 76  $\mu\text{m}$ .

*Figure 8.* Evolution of  $\xi$  with isothermal decomposition time for the tested temperatures and a PAGS of 76  $\mu\text{m}$ .

crecimiento parabólico, la cual tiene su origen en la menor difusividad del carbono en la austenita cuando desciende la temperatura. Al disminuir la difusividad del carbono en la austenita se produce, además, un aumento de la concentración de este elemento en las zonas de austenita inmediatamente próximas a la intercara de transformación, induciéndose la transformación de austenita en perlita y deteniéndose, por ello, el crecimiento de la ferrita. Todo esto justifica la disminución de la fracción final de ferrita producida en el acero, a temperaturas de descomposición isotérmica inferiores.

Tal como se muestra en la figura 9, la influencia del tamaño de grano austenítico sobre la cinética de formación de ferrita idiomórfica es bastante considerable. Efectivamente, si disminuye el número de inclusiones dentro del grano y, además, aumentan los lugares de nucleación en el límite de grano, disminuirá la fracción de volumen de ferrita idiomórfica. Como consecuencia de estos dos efectos complementarios, al disminuir el tamaño de grano austenítico disminuirá la fracción de volumen de ferrita idiomórfica.

Tal como se indicó anteriormente, además de las curvas teóricas, en las figuras 8 y 9, se representan las fracciones de volumen de ferrita obtenidas experimentalmente mediante tratamientos isotérmicos a temperaturas de 913 K y 873 K, interrumpidos por temple de alta velocidad a diferentes tiempos de mantenimiento.



**Figura 9.** Evolución de  $\xi$  en función del tiempo de descomposición isotérmica a 913 K para los dos TGA ensayados.

Figure 9. Evolution of  $\xi$  with isothermal decomposition time at 913 K for the two tested PAGS.

Finalmente, en la figura 10 se presenta una comparación entre los valores de  $\xi$  calculados teóricamente y los obtenidos experimentalmente. De ella, se puede concluir que existe un acuerdo razonable entre los resultados experimentales y los calculados con el modelo de transformación propuesto en este trabajo.

#### 4. CONCLUSIONES

- En este trabajo se presenta un modelo físico-matemático para describir la formación de ferrita idiomórfica durante la descomposición isotérmica de la austenita en un acero microaleado de forja de contenido medio en

carbono. Este modelo ha sido validado experimentalmente, mediante técnicas dilatométricas y metalográficas y la realización de tratamientos isotérmicos interrumpidos por temple a alta velocidad a diferentes tiempos de mantenimiento. Los resultados de esta validación experimental muestran un excelente acuerdo con los valores calculados a partir del modelo de transformación propuesto.

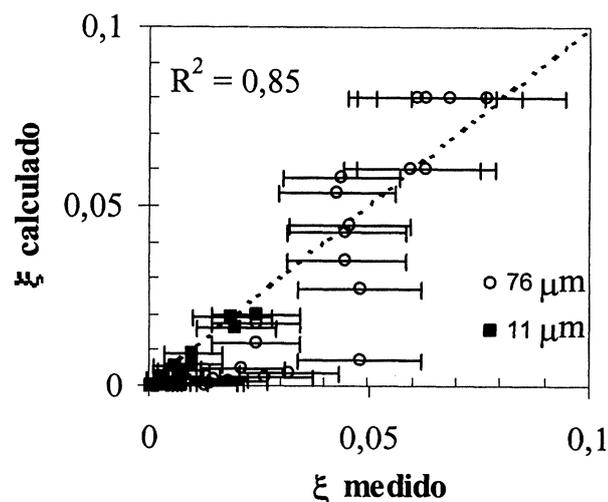
- Tanto el modelo como los resultados experimentales permiten confirmar que la formación de ferrita idiomórfica evoluciona en “paraequilibrio”. Asimismo, se ha podido demostrar que la diferencia entre las temperaturas de aparición de ferrita alotriomórfica y ferrita idiomórfica es debida a la mayor barrera de energía para la nucleación en las inclusiones con respecto a la nucleación en el límite de grano austenítico.
- Se ha empleado un proceso simultáneo de nucleación y crecimiento para modelizar la transformación isotérmica de la austenita en ferrita idiomórfica, considerando una nucleación heterogénea en las inclusiones distribuidas homogéneamente en el interior del grano austenítico. La ferrita idiomórfica aparece cuando la densidad de lugares de nucleación intragranular (inclusiones) es comparable con la densidad de lugares de nucleación en el límite de grano austenítico. Por consiguiente, esta transformación se produce, preferentemente, para los tamaños de grano austenítico más grandes. Las inclusiones donde se nuclea la ferrita idiomórfica, en el acero estudiado, son de sulfuro de manganeso y presentan una forma elipsoidal.

#### 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 suministro del material y la colaboración en dicho proyecto. C. Capdevila, agradece la beca postdoctoral concedida por la Conserjería 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. 47-68.
- [2] C.A. DUBÉ, H.I. AARONSON y R.F. MEHL, *Rev. Metall.* 3 (1958) 201-211.



**Figura 10.** Comparación entre las fracciones de volumen calculadas y experimentales.

Figure 10. Comparisson between calculated and experimental volume fractions.

- [3] F. ISHIKAWA, T. TAKAHASHI y T. OCHI, *Metall. Trans.* 25A (1994) 929-936.
- [4] D.J. ABSON y R.J. PARGERTER, *Int. Met. Rev.* 31 (1986) 141-148.
- [5] R.A. FARRAR y P.L. HARRISON, *J. Mater. Sci.* 22 (1987) 3.812-3.820.
- [6] Z. ZHANG y R.A. FARRAR, *Mater. Sci. Technol.* 12 (1996) 237-260.
- [7] I. MADARIAGA y I. GUTIÉRREZ, *Proc. Congreso Nacional de Tratamientos Térmicos y de Superficie TRATERMAT 98*, M. Carsí et al., CENIM – CSIC, Madrid, Spain, 1998, p. 142-150.
- [8] C. GARCÍA DE ANDRÉS, C. CAPDEVILA y F.G. CABALLERO, *Proc. of the International Conference on Materials in Oceanic Environment EUROMAT 98*, L. Faria, SPM - FEMS, Lisbon, Portugal, 1998, pp. 217-221.
- [9] I. MADARIAGA y I. GUTIÉRREZ, *Acta Mater.* 47 (1999) 951-960.
- [10] I. MADARIAGA, I. GUTIÉRREZ, C. GARCÍA DE ANDRÉS y C. CAPDEVILA, *Scr. Mater.* 41 (1999) 229-235.
- [11] K. YAMAMOTO, S. MATSUDA, T. HAZE, R. CHIJIWA, y H. MIMURA, *Symp. on Residual and Unspecified Elements in Steel*, ASTM, Philadelphia, PA, 1989, pp. 266-270.
- [12] T. OCHI, T. TAKAHASHI y H. HARADA, *Iron Steelmaker* 16 (1989) 21-28.
- [13] H.K.D.H. BHADSHIA, *Progr. Mater. Sci.* 29 (1985) 321-386.
- [14] C. GARCÍA DE ANDRÉS, C. CAPDEVILA, F.G. CABALLERO y H.K.D.H. BHADSHIA, *Scr. Materialia* 39 (1998) 853-859.
- [15] C. GARCÍA DE ANDRÉS, C. CAPDEVILA, F.G. CABALLERO y H.K.D.H. BHADSHIA, *Scr. Materialia* 39 (1998) 791-796.
- [16] F.G. CABALLERO, C. CAPDEVILA y C. GARCÍA DE ANDRÉS, *Scr. Materialia* 42 (2000) 1.159-1.165.
- [17] H.K.D.H. BHADSHIA, *Bainite in Steels*, The institute of Materials, London, UK, 1992, p. 245.
- [18] C. GARCÍA DE ANDRÉS, G. CARUANA y L.F. ALVAREZ, *Mater. Sci. Eng. A241* (1998) 211-215.
- [19] G.F. VAN DER VOORT, *Metallography*, Ed. McGraw-Hill, New York, 1984, p. 427.
- [20] C. GARCÍA, L.F. ALVAREZ y M. CARSI, *Weld. Int.* 6 (1992) 612-621.
- [21] J.W. CHRISTIAN, *Theory of Transformation in Metals and Alloys*, 2ª Edición, Parte 1, Ed. Pergamon Press, Oxford, UK, 1975, p.418.
- [22] H.I. AARONSON y C. WELLS, *Trans. AIME* Octubre (1956) 1.216-1.223.
- [23] A.O. KLUKEN y O. GRONG, *Metall. Trans.* 20A (1989) 1.335.
- [24] S.M. HODSON, *MTDATA-Metallurgical and Thermomechanical Databank*, National Physical Laboratory, Teddington, UK, 1989, p. 1.
- [25] O. GRONG, *Metallurgical Modelling of Welding*, Institute of Materials, Ed. H.K.D.H. Bhadeshia, London, UK, 1997, pp. 415-445.
- [26] J.W. CHRISTIAN, *Theory of Transformation in Metals and Alloys*, 2ª Edición, Parte 1, Ed. Pergamon Press, Oxford, UK, 1975, p. 476.
- [27] S.J. JONES y H.K.D.H. BHADSHIA, *Metall. Trans.* 28A (1997) 2.005-2.013.
- [28] H.K.D.H. BHADSHIA, *Metal Sci.* 15 (1981) 477-479.
- [29] G.J. SHIFLET, J.R. BRADLEY y H.I. AARONSON, *Metall. Trans. A* 9A (1978) 999-1.008.
- [30] M. AVRAMI, *J. Chem. Phys.* 7 (1939) 1.103-1.138.
- [31] W.F. LANGE, M. ENOMOTO y H.I. AARONSON, *Metall. Trans.* 19A (1988) 427-440.
- [32] C. REED y H.K.D.H. BHADSHIA, *Mater. Sci. Technol.* 8 (1992) 421-435.