

## Modelización del proceso de austenización de un acero eutectoide<sup>(\*)</sup>

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

### Resumen

En este trabajo se ha desarrollado un modelo matemático para el cálculo de la cinética de formación de austenita a partir de perlita en un acero eutectoide en condiciones de calentamiento continuo. En dicho modelo, se ha aplicado, con éxito, la ecuación de Avrami para calcular la fracción de volumen de la austenita formada en condiciones no isotérmicas. La influencia de parámetros tales como el espaciado interlamelar, la longitud de borde de colonia de perlita y la velocidad de calentamiento sobre la cinética de formación de austenita, ha sido estudiada experimentalmente y considerada en la modelización. Se ha comprobado que la cinética de formación de austenita es más lenta cuanto más grosera es la perlita inicial y más alta es la velocidad de calentamiento. Asimismo, las temperaturas de inicio y final de la transformación aumentan ligeramente con la velocidad de calentamiento, aunque las temperaturas finales son más sensibles a este parámetro. Los resultados experimentales para la fracción de volumen de austenita y temperaturas críticas de la transformación perlita-austenita coinciden en gran medida con los valores predichos por el modelo propuesto en este trabajo, siendo la fiabilidad mayor del 90 % en factor de correlación al cuadrado.

### Palabras clave

Aceros. Eutectoide. Cinética. Transformaciones de fase. Modelización.

## Modelling of austenitisation process in an eutectoid steel

### Abstract

A model describing the pearlite-to-austenite transformation during continuous heating in an eutectoid steel has been developed. In that model, Avrami equation has been successfully applied to calculate the austenite volume fraction formed under non-isothermal conditions. The influence of parameters such as interlamellar spacing and edge length of pearlite colonies and heating rate on the austenite formation kinetics has been experimentally studied and considered in the modelling. It has been found that the kinetics of austenite formation is slower the coarser the initial pearlite microstructure and the higher the heating rate. Moreover, both start and finish temperatures of the transformation slightly increase as heating rate does, but finish temperatures are more sensitive to that parameter. A good agreement (accuracy higher than 90% in square correlation factor) between experimental and predicted values has been found.

### Keywords

Steels. Eutectoid. Kinetics. Phase transformations. Modelling.

## 1. INTRODUCCIÓN

La formación de austenita durante el calentamiento del acero (proceso de austenización), difiere en muchos sentidos de la transformación inversa, la descomposición de la austenita producida durante el enfriamiento continuo. La cinética de descomposición anisotérmica está condicionada fundamentalmente por la composición del acero, el tamaño de grano austenítico y la velocidad de enfriamiento, pero parte de un estado formado por

una sola fase, la austenita. Sin embargo, el proceso de austenización, además de estar influenciado por la composición y la velocidad de calentamiento, parte de microestructuras iniciales diversas, generalmente polifásicas y bastante más complicadas, que introducen muchas variables y dificultan el estudio de la cinética de formación de la austenita. La morfología, el tamaño, la distribución y la composición química de las fases que forman la microestructura inicial, así como la presencia de inclusiones no metálicas, son factores que influyen de

(\*) Trabajo recibido el día 21 de Noviembre de 2000 y aceptado en su forma final el día 13 de Julio de 2001.

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

forma decisiva en el proceso de austenización<sup>[1-4]</sup>. En el caso de la austenización de la perlita, el factor microestructural más importante a tener en consideración es el espaciado interlaminar<sup>[5]</sup>.

Existen modelos analíticos y teóricos de austenización en condiciones isotérmicas, que estiman o calculan la fracción de volumen de austenita formada a una temperatura dada y para un determinado tiempo de transformación, a partir de diferentes microestructuras iniciales<sup>[2, 6-11]</sup>. Sin embargo, existe poca información acerca del proceso de austenización de aceros en condiciones anisotérmicas, es decir, por calentamiento continuo. En este trabajo se presenta un modelo sobre la transformación perlita-austenita que tiene lugar durante el calentamiento continuo de un acero eutectoide, con una microestructura inicial completamente perlítica. En este modelo se ha considerado específicamente la influencia del espaciado interlaminar de la perlita, la longitud de borde de colonia de perlita y la velocidad de calentamiento sobre la cinética de la transformación. Los resultados de la modelización han sido validados experimentalmente a tres velocidades de calentamiento diferentes y para tres morfologías de perlita.

## 2. MATERIAL Y PROCEDIMIENTOS EXPERIMENTALES

### 2.1. Caracterización morfológica de la perlita

En este trabajo se ha empleado un acero eutectoide con la siguiente composición en % en peso: 0,76C-0,24Si-0,91Mn-0,013P. Para obtener, a partir del mismo, microestructuras perlíticas de distinta morfología, se efectuaron tratamientos isotérmicos a diferentes temperaturas. Para ello, se austenizaron muestras cilíndricas de 2 mm de diámetro y 12 mm de longitud, a 1.273 K durante 5 min. A continuación, fueron transformadas isotérmicamente a tres temperaturas diferentes y, finalmente, se enfriaron rápidamente hasta temperatura ambiente. La tabla 1 muestra las temperaturas y tiempos de mantenimiento usados para la formación isotérmica de perlita con diferentes parámetros morfológicos en este acero.

Las muestras así tratadas, posteriormente, fueron desbastadas, pulidas y atacadas durante 5 min con picral 4 % y algunas gotas de reactivo Vilella. Un proceso de repulidos y ataques consecutivos, permitió revelar la morfología de la perlita M1 y M2, de forma óptima, en un microscopio electrónico de barrido Jeol JXA-820 (Figs. 1a y 1b)<sup>[12 y 13]</sup>. Para reve-

**Tabla I.** Condiciones isotérmicas empleadas para la formación de microestructuras perlíticas

*Table I.* Isothermal conditions employed for the formation of pearlitic microstructures

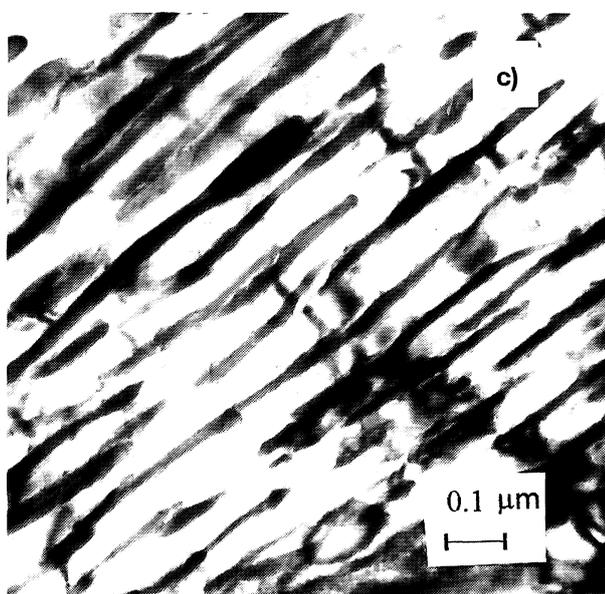
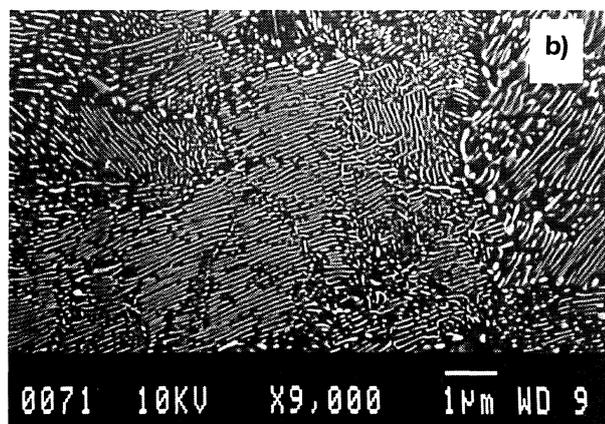
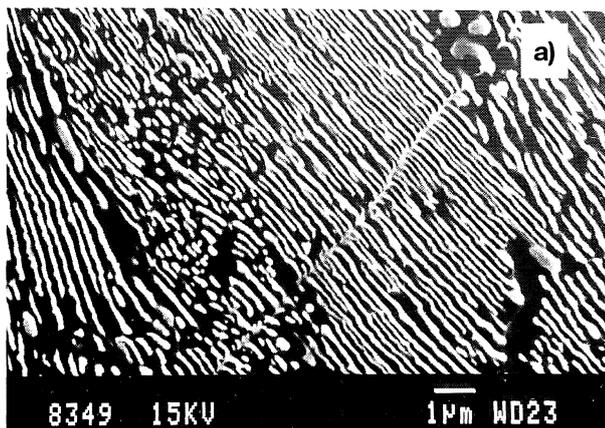
Morfología de perlita	Temperatura (K)	Tiempo (min)
M1	948	45
M2	923	10
M3	798	60

lar la morfología de perlita M3 fue necesaria la utilización de microscopía electrónica de transmisión (MET). Las muestras delgadas para MET se prepararon a partir de muestras dilatométricas de 3 mm de diámetro y 12 mm de longitud. Éstas fueron cortadas en discos de 100 µm de espesor y adelgazadas mediante desbaste con papel de carburo de silicio de 800 grid hasta un espesor de 50 µm. Finalmente, fueron electropulidas usando una solución de 5 % ácido perclórico, 15 % glicerol y 80 % etanol a temperatura ambiente, y una unidad de electropulido de doble chorro a 100 V. Las muestras delgadas fueron examinadas en un microscopio electrónico de transmisión Jeol JEM-200 CX que opera a 200 kV (Fig. 1c).

Con el fin de caracterizar morfológicamente estas microestructuras, se han determinado dos parámetros característicos de la perlita: el espaciado interlaminar real medio ( $\sigma_0$ ) y la superficie de colonia de perlita por unidad de volumen ( $S_V^{P/P}$ ). Para la determinación de  $\sigma_0$  se ha empleado el procedimiento de conteo recomendado por Underwood<sup>[14]</sup>, superponiendo una rejilla circular sobre micrografías obtenidas mediante microscopía electrónica. La superficie de colonia de perlita por unidad de volumen se ha medido mediante el mismo método, pero contando, en este caso, el número de fronteras de colonia de perlita intersectadas por la rejilla circular. Aproximando la forma de una colonia de perlita a un octaedro truncado, se puede calcular un tercer parámetro morfológico, la longitud de borde de colonia de perlita por unidad de volumen ( $a^P$ ), a partir de los valores de  $S_V^{P/P}$ , de la forma siguiente<sup>[15]</sup>:

$$S_V^{P/P} = \frac{3,35 (a^P)^2}{1,414 (a^P)^3} = \frac{2,367}{a^P} \quad (1)$$

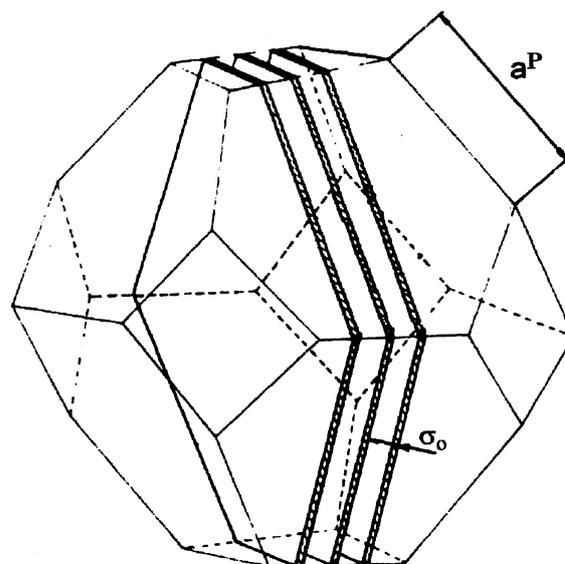
La figura 2 muestra, sobre un octaedro truncado, el significado geométrico del parámetro  $a^P$ . Los resultados de  $\sigma_0$ ,  $S_V^{P/P}$  y  $a^P$  se muestran en la tabla II.



**Figura 1.** Micrografías obtenidas mediante microscopía electrónica de las diferentes morfologías de perlita consideradas en este estudio (tabla I): (a) M1 (MEB); (b) M2 (MEB); (c) M3 (MET).

*Figure 1. Electron micrographs of the three different morphologies of pearlite considered in this study (table I): (a) M1 (SEM); (b) M2 (SEM); (c) M3 (TEM).*

Rev. Metal. Madrid 37 (2001)



**Figura 2.** Octaedro truncado

*Figure 2. Truncated octahedron.*

**Tabla II.** Caracterización morfológica de la perlita

*Table II. Morphological characterization of pearlite*

Morfología de Perlita	$\sigma_0$ ( $\mu\text{m}$ )	$S_v^{PP} \times 10^{-3}$ ( $\mu\text{m}^{-1}$ )	$a^P$ ( $\mu\text{m}$ )
M1	$0,20 \pm 0,03$	$581 \pm 86$	$4,16 \pm 0,70$
M2	$0,08 \pm 0,01$	$1.399 \pm 273$	$1,76 \pm 0,34$
M3	$0,06 \pm 0,01$	$1.432 \pm 60$	$1,65 \pm 0,07$

## 2.2. Análisis dilatométrico y metalográfico de la transformación perlita-austenita

Con objeto de caracterizar la transformación de perlita en austenita en las muestras señaladas en la tabla II, se efectuaron ensayos a tres velocidades de calentamiento diferentes (0,05, 0,5 y 5 K/s) en un dilatómetro de alta resolución Adamel Lhomargy DT1000. Las curvas dilatométricas de calentamiento de estas muestras permitieron determinar las temperaturas a las que comienza ( $A_{c1}$ ) y termina ( $A_{c3}$ ) dicha transformación, así como las temperaturas más convenientes para poder estudiar el progreso de la transformación perlita-austenita mediante la interrupción brusca del calentamiento por un temple a alta velocidad. La figura 3 muestra un ejemplo de curva dilatométrica de calentamiento sobre la que se indican las temperaturas de temple seleccionadas para el estudio del progreso de la transformación perlita-austenita. Las temperaturas seleccionadas fueron las siguientes:

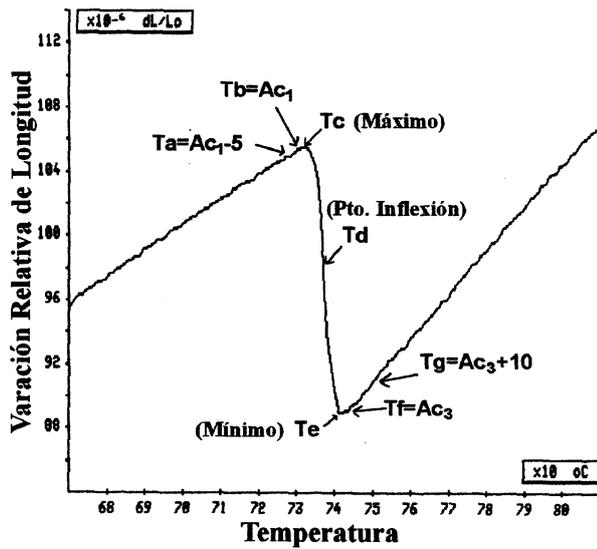


Figura 3. Curva dilatométrica sobre la que se indican las temperaturas de temple para el estudio del progreso de la transformación perlita-austenita.

Figure 3. Quenching out temperatures to investigate the progress of pearlite-to-austenite transformation.

- $T_a$  corresponde a la temperatura  $Ac_1$  menos 5 K.
- $T_b$  es igual a la temperatura  $Ac_1$ .
- $T_c$ ,  $T_d$  y  $T_e$  representan el máximo, el punto de inflexión y el mínimo, respectivamente, de la curva dilatométrica de calentamiento.
- $T_f$  corresponde a la temperatura  $Ac_3$ .
- $T_g$  corresponde a la temperatura  $Ac_3$  más 10 K.

La tabla III muestra las temperaturas de temple seleccionadas para cada una de las tres velocidades de calentamiento. Una vez alcanzada cada una de

estas temperaturas durante el proceso de austenización, la microestructura formada es congelada mediante temple, de tal forma que la fracción de volumen de martensita obtenida corresponderá a la fracción de volumen de austenita formada durante el calentamiento hasta la temperatura de interrupción. Finalmente, dichas microestructuras se atacaron metalográficamente con el reactivo Le Pera<sup>[16]</sup>, que facilita la observación y cuantificación microscópica de la martensita. La fracción de volumen de austenita formada a cada temperatura de interrupción (martensita en las microestructuras de temple) fue determinada a partir de 10 microfotografías ópticas, de acuerdo con el método de conteo por puntos de Underwood<sup>[14]</sup>.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. Modelización de la cinética de la transformación anisotérmica perlita-austenita

La formación de la austenita en el acero tiene lugar por procesos de nucleación y crecimiento<sup>[2, 5-9 y 17]</sup> y su cinética se describe por la ecuación de Avrami<sup>[18]</sup>. Considerando la velocidad de nucleación,  $\dot{N}$ , y la velocidad de crecimiento,  $G$ , constantes en el tiempo y funciones de la temperatura<sup>[19]</sup>, la ecuación de Avrami se expresa como:

$$V_\gamma = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} \dot{N} G^3 t^4\right) \quad (2)$$

donde  $V_\gamma$  representa la fracción de volumen de austenita formada,  $t$  es el tiempo de transformación y  $T$  la temperatura.

Tabla III. Temperaturas de interrupción del calentamiento mediante temple (en K)

Table III. Temperatures in K of heating interruption by quenching

Morfología de perlita	Velocidad de calentamiento (Ks <sup>-1</sup> )	$T_a=Ac_1-5$	$T_b=Ac_1$	$T_c$	$T_d$	$T_e$	$T_f=Ac_3$	$T_g=Ac_3+10$
M1	0,05	999	1.004	1.005	1.010	1.016	1.022	1.032
	0,5	1.005	1.010	1.011	1.018	1.026	1.031	1.041
	5	1.014	1.019	1.023	1.026	1.041	1.050	1.060
M2	0,05	998	1.003	1.004	1.009	1.014	1.017	1.027
	0,5	999	1.004	1.006	1.012	1.019	1.020	1.030
	5	1.002	1.007	1.012	1.019	1.026	1.039	1.049
M3	0,05	996	1.001	1.003	1.009	1.014	1.019	1.029
	0,5	998	1.003	1.006	1.011	1.017	1.020	1.030
	5	1.001	1.006	1.008	1.011	1.019	1.031	1.041

Roosz *et al.*<sup>[7]</sup> estudiaron la dependencia de  $\dot{N}$  y  $G$  con la temperatura y con la microestructura inicial para un acero totalmente perlítico, y propusieron una dependencia de la temperatura para  $\dot{N}$  y  $G$  de la forma:

$$\dot{N} = f_N \exp\left(\frac{-Q_N}{k\Delta T}\right) \quad (3)$$

$$G = f_G \exp\left(\frac{Q_G}{k\Delta T}\right) \quad (4)$$

donde  $Q_N$  y  $Q_G$  son las energías de activación para la nucleación y el crecimiento, respectivamente, que alcanzan los siguientes valores para un acero eutectoide:  $Q_N = 3,5 \times 10^{-22}$  J/átomo y  $Q_G = 4,10 \times 10^{-22}$  J/átomo<sup>[7]</sup>;  $k$  es la constante de Boltzmann y  $f_N$  y  $f_G$  son las funciones que representan la influencia de la morfología de la perlita en la velocidad de nucleación y de crecimiento de austenita, respectivamente.

Varios autores<sup>[6-8]</sup> afirman que la nucleación de la austenita en una microestructura perlítica tiene lugar preferentemente en los puntos de intersección de las placas de cementita con los bordes de colonia de perlita. Aproximando las colonias de perlita a una forma geométrica de octaedros truncados, el número de lugares de nucleación por unidad de volumen,  $N_c$ , puede calcularse a partir de la longitud de borde de colonia de perlita,  $a^P$ , y del espaciado interlamilar,  $\sigma_o$ , como sigue:

$$N_c = \frac{1}{(a^P)^2 \sigma_o} \quad (5)$$

Teniendo en cuenta que la velocidad de nucleación aumenta cuando el espaciado interlamilar disminuye y la longitud de colonia de perlita aumenta<sup>[20]</sup> y, considerando, que la velocidad de calentamiento ( $\dot{T}$ ) puede influir en la velocidad de nucleación, la función  $f_N$  en la ecuación (3) podría considerarse que tiene la siguiente forma general:

$$f_N = K_N \frac{(a^P)^n}{\sigma_o^m} (\dot{T})^s (N_c)^r \dot{T} \quad (6)$$

donde  $K_N$ ,  $n$ ,  $m$ ,  $s$  y  $r$  son constantes empíricas. Estas constantes se ajustaron para conseguir un buen ajuste entre las curvas teóricas y experimentales de fracción de volumen de austenita formada. Se in-

vestigaron diferentes dependencias con respecto a la microestructura y la velocidad de calentamiento para las constantes  $n$ ,  $m$ ,  $s$  y  $r$ , y se encontró<sup>[21]</sup> que la fracción de volumen de austenita, como una función de la temperatura, se puede describir con los valores de:  $n = 6$ ,  $m = 1$ ,  $s = \frac{1}{2}$  y  $r = \frac{1}{3}$ .

Una vez nucleada la austenita, los átomos de carbono se transportan, mediante difusión, desde la intercara cementita/austenita hasta la intercara ferrita/austenita, dando como resultado una transformación de celdas  $\alpha$  en celdas  $\gamma$  y un crecimiento de los núcleos de austenita<sup>[9]</sup>. Como en el caso de la transformación inversa, austenita-perlita<sup>[22-24]</sup>, la velocidad de crecimiento puede controlarse, bien por la difusión en volumen de carbono en la austenita o bien por la difusión de los elementos sustitucionales a través de la intercara.

Si el crecimiento de la austenita se controla por la difusión en volumen de átomos en la austenita al otro lado de la intercara austenita-perlita, la difusión del carbono juega un papel más importante que la de los elementos sustitucionales, debido a que la difusividad de los elementos aleantes en la austenita es mucho menor que la del carbono y no pueden difundir largas distancias durante la reacción. Sin embargo, cuando la temperatura de transformación disminuye, la difusión de intercara de los elementos aleantes se convierte en un mecanismo dominante en el proceso de difusión<sup>[25]</sup> y controla la velocidad de crecimiento de la austenita.

La función  $f_G$  en la ecuación (4), la cual representa la influencia de la microestructura en la velocidad de crecimiento de la austenita, puede expresarse como sigue:

$$f_G = K_G \frac{1}{\sigma_o^i} \quad (7)$$

donde  $K_G$  es una constante empírica y el exponente  $i$  del espaciado interlamilar toma el valor  $i=1$ , si la velocidad de crecimiento es controlada por la difusión en volumen del carbono, e  $i=2$ , si la velocidad de crecimiento de la austenita se controla por la difusión en intercara de elementos aleantes sustitucionales<sup>[3]</sup>.

Sustituyendo las ecuaciones (6) y (7) en las ecuaciones (3) y (4), respectivamente, se obtiene:

$$\dot{N} = 1,5 \times 10^{12} \frac{(a^P)^6}{\sigma_o} (\dot{T})^{\frac{1}{2}} (N_c)^{\frac{1}{3}} \exp\left(\frac{-25,38}{\Delta T}\right) \quad (8)$$

$$G = 1 \times 10^{-10} \frac{1}{\sigma_0^i} \exp\left(\frac{-29,7}{\Delta T}\right) \quad (9)$$

Las constantes empíricas  $K_N$  y  $K_G$  se ajustaron a partir de los resultados experimentales de fracción de volumen de austenita.

Las reacciones anisotérmicas son especialmente difíciles de tratar. Ello es debido a que las velocidades de nucleación y crecimiento varían con la temperatura de forma desigual<sup>[19]</sup>. La regla de Scheil permite describir la cinética de transformaciones anisotérmicas, pero sólo en el caso de reacciones isocinéticas, es decir, reacciones cuyas velocidades de nucleación y de crecimiento son proporcionales<sup>[26]</sup>. Como se deduce de las ecuaciones (8) y (9), tal condición no se cumple en el presente caso, por lo que se ha obtenido una ecuación general que describe la transformación anisotérmica perlita-austenita en un acero perlítico a partir de la integración de la ecuación de Avrami en el rango de temperaturas en que la transformación tiene lugar<sup>[17]</sup>. En este sentido, aplicando logaritmos y diferenciando en la ecuación (2), se obtiene la expresión:

$$d\left(\ln \frac{1}{1-V_\gamma}\right) = \frac{dV_\gamma}{1-V_\gamma} = \frac{4\pi \dot{N} G^3 t^3 dt}{3} \quad (10)$$

Considerando una velocidad de calentamiento constante, el tiempo puede expresarse como:

$$dt = \frac{dT}{\dot{T}} \quad t = \frac{\Delta T}{\dot{T}} \quad (11)$$

y sustituyendo en la ecuación (10):

$$\frac{dV_\gamma}{1-V_\gamma} = \frac{4\pi \dot{N} G^3}{3} \frac{\Delta T^3}{(\dot{T})^4} dT \quad (12)$$

Integrando el primer miembro de la ecuación anterior en el intervalo  $[0, V_\gamma]$ , y el segundo entre  $[Ac_1, T]$ , se concluye que:

$$V_\gamma = 1 - \exp\left(-\int_{Ac_1}^T \frac{4\pi \dot{N} G^3 \Delta T^3 dT}{3(\dot{T})^4}\right) \quad (13)$$

donde  $\dot{N}$  y  $G$  vienen dadas por las ecuaciones (8) y (9). En el modelo se asume que, a velocidades de

calentamiento mayores de 0,5 K/s, el crecimiento de la austenita se controla por la difusión en volumen de carbono, debido al hecho de que la transformación tiene lugar principalmente a temperaturas altas, considerándose un valor de  $i = 1$  en la ecuación (9). Por el contrario, a velocidades menores o iguales de 0,5 K/s, se ha considerado que el crecimiento de la austenita es controlado por la difusión en intercara de elementos aleantes sustitucionales, y se ha fijado un valor de  $i = 2$  en dicha ecuación.

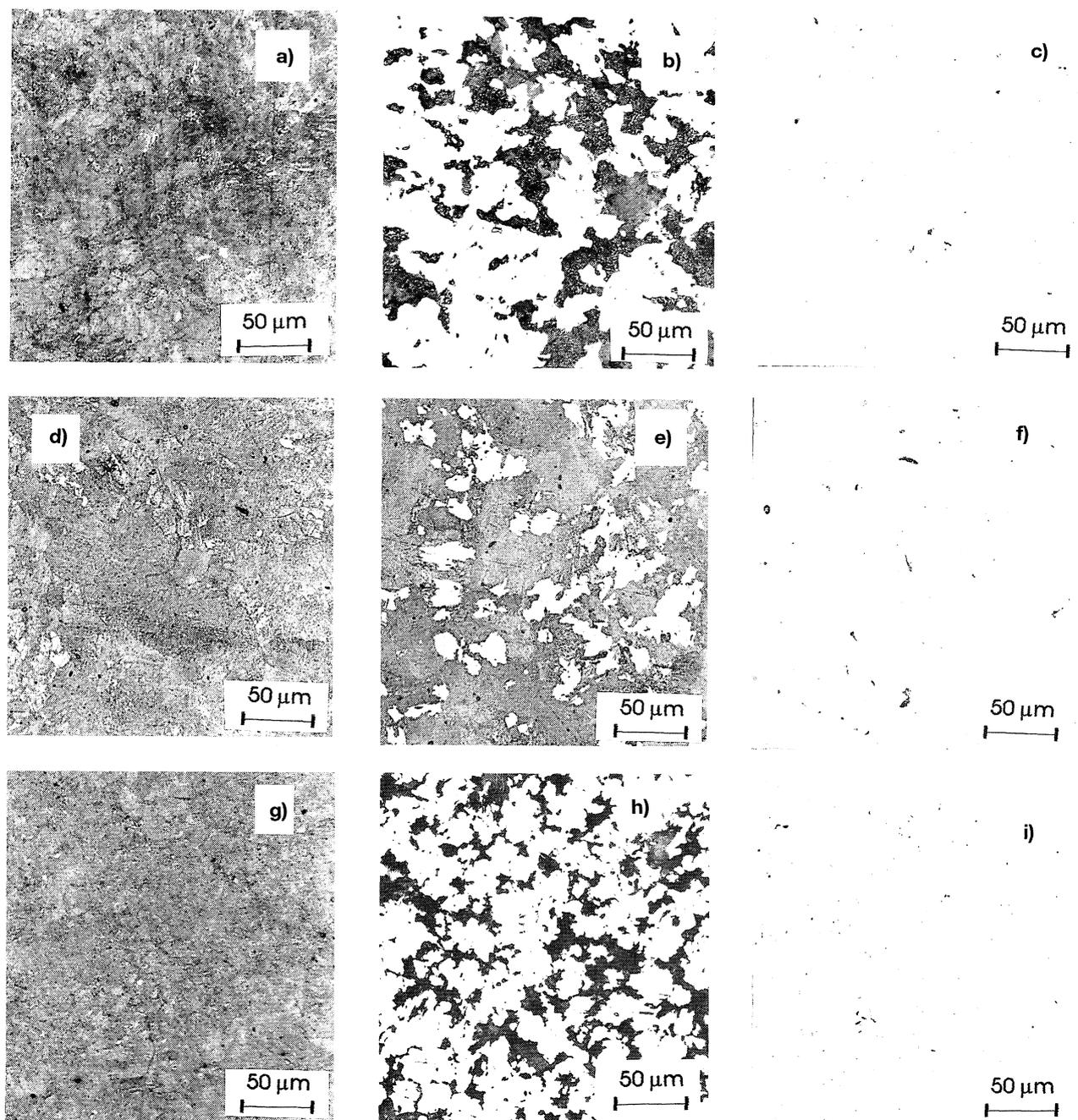
Para los cálculos del modelo, la temperatura del eutectoide  $Ac_1$  del acero se ha calculado mediante la fórmula de Andrews<sup>[27]</sup>.

### 3.2. Validación experimental del modelo

Como ejemplo del estudio metalográfico efectuado para la validación experimental del modelo, en la figura 4 se muestra la evolución microestructural de la transformación perlita-austenita para las tres morfologías de perlita austenizadas a una velocidad de calentamiento de 5 K/s. Las microfotografías de esta figura corresponden a ensayos de calentamiento interrumpido por temple a tres temperaturas del proceso de austenización, la temperatura de inicio, una intermedia y la final. El reactivo Le Pera<sup>[16]</sup> revela la perlita como una fase oscura en la microestructura, mientras que la martensita, producida por temple de la austenita formada, aparece en la microfotografía como regiones claras.

La figura 5 muestra los valores experimentales y calculados de la fracción de volumen de austenita formada como una función de la temperatura. El valor  $R^2$  indicado en cada una de las gráficas de esta figura, representa el cuadrado del factor de correlación entre los valores experimentales y calculados de la fracción de volumen de austenita formada a diferentes temperaturas.  $R^2$  es un parámetro estadístico que cuantifica la precisión y fiabilidad del modelo. En estas gráficas se puede apreciar que los valores calculados de la fracción de volumen de austenita son significativamente coincidentes con los valores experimentales para todas las velocidades de calentamiento. La fiabilidad de este modelo es, para los tres casos estudiados, mayor del 90 %, una fiabilidad excelente para un modelo cinético de estas características, con dificultades experimentales para su validación.

De los resultados de la figura 5 se deduce que el proceso de austenización se inicia a temperaturas más altas y es más lento cuanto mayor es la velocidad de calentamiento. Así, por ejemplo, las



**Figura 4.** Micrografías ópticas correspondientes a las temperaturas de inicio ( $T_S$ ), intermedias ( $T_I$ ) y finales ( $T_F$ ) del proceso de austenización en calentamiento continuo a una velocidad de 5 K/s. (a)  $T_S=1.026$  K, M1; (b)  $T_F=1.041$  K, M1; (c)  $T_F=1.060$  K, M1; (d)  $T_S=1.019$  K, M2; (e)  $T_F=1.026$  K, M2; (f)  $T_F=1.039$  K, M2; (g)  $T_S=1.011$  K, M3; (h)  $T_F=1.019$  K, M3; (i)  $T_F=1.041$  K, M3.

*Figure 4. Optical micrographs corresponding to the start ( $T_S$ ), intermediate ( $T_I$ ) and finish ( $T_F$ ) temperatures of the reaustenitisation process for a heating rate of 5 K/s. (a)  $T_S=1.026$  K, M1; (b)  $T_F=1.041$  K, M1; (c)  $T_F=1.060$  K, M1; (d)  $T_S=1.019$  K, M2; (e)  $T_F=1.026$  K, M2; (f)  $T_F=1.039$  K, M2; (g)  $T_S=1.011$  K, M3; (h)  $T_F=1.019$  K, M3; (i)  $T_F=1.041$  K, M3.*

temperaturas de inicio,  $T_S$ , y final,  $T_F$ , de la transformación perlita-austenita aumentan hasta 20 K y 40 K, respectivamente, cuando la velocidad de calentamiento aumenta desde 0,05 a 5 K/s para la muestra M1. Por otra parte, los resultados de la

figura 5 también muestran que, la influencia de la velocidad de calentamiento sobre las temperaturas críticas de la transformación perlita-austenita es menos significativa cuanto más fina es la perlita inicial y que, para las tres morfologías de perlita

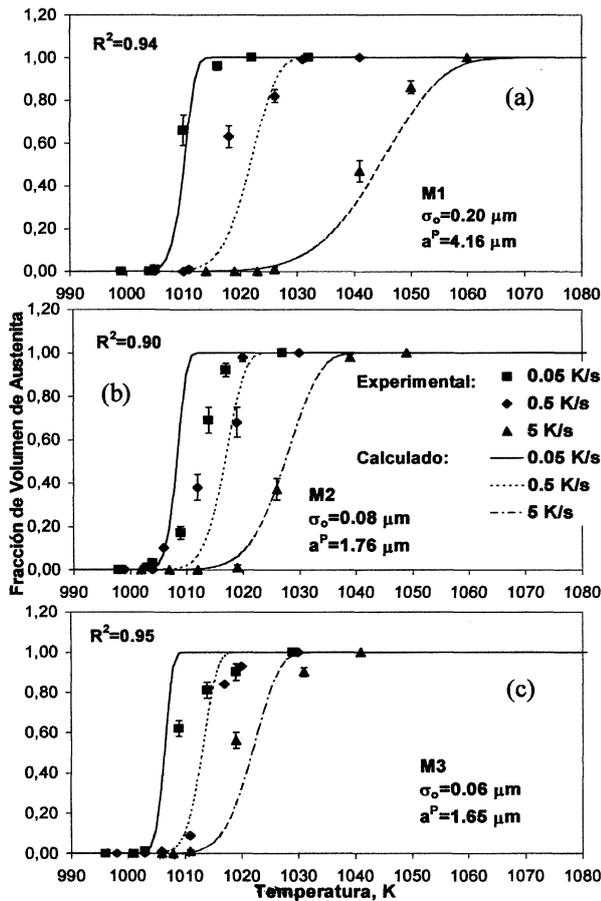


Figura 5. Resultados experimentales y calculados para la formación de austenita a partir de perlita en condiciones de calentamiento continuo. (a) M1; (b) M2; (c) M3.

Figure 5. Experimental and calculated kinetics results for the formation of austenite inside pearlite under continuous heating conditions in eutectoid steel. (a) M1; (b) M2; (c) M3.

estudiadas, las temperaturas  $T_F$  son más sensibles a la velocidad de calentamiento que las temperaturas  $T_S$ .

De estas conclusiones se desprende la importancia, casi siempre olvidada u obviada, de incluir la morfología de la perlita y la velocidad de calentamiento como variables fundamentales en el proceso de austenización de los aceros.

#### 4. CONCLUSIONES

Aplicando la ecuación de Avrami para transformaciones anisotérmicas, hecho inédito hasta el momento, se ha elaborado un modelo capaz de predecir con excelente fiabilidad la cinética de la transformación perlita-austenita en el calentamiento continuo de un acero eutectoide. El modelo incorpora dos funciones,  $f_N$  y  $f_G$ , que consideran la influencia de la microestructura inicial y la

velocidad de calentamiento en las velocidades de nucleación y crecimiento, respectivamente, de la fase austenita que se forma a partir de la perlita.

Se ha podido valorar la influencia de parámetros tales como el espaciado interlaminar, la longitud de borde de colonia de perlita y la velocidad de calentamiento en la cinética de la austenización, encontrándose que la transformación se inicia a temperaturas más altas y es, considerablemente más lenta, cuanto más grosera es la perlita inicial y cuanto más alta es la velocidad de calentamiento. Aunque tanto las temperaturas iniciales como las finales aumentan con la velocidad de calentamiento, se ha podido demostrar que son las finales las más sensibles a este parámetro del proceso. Además, la influencia de la velocidad de calentamiento sobre ambas temperaturas es menor cuanto más fina es la perlita de la microestructura inicial.

Los resultados experimentales para la fracción de volumen de austenita formada y las temperaturas críticas de la transformación perlita-austenita concuerdan satisfactoriamente con los valores predichos por el modelo propuesto en este trabajo, siendo la fiabilidad mayor del 90 % en factor de correlación al cuadrado.

#### Agradecimientos

Los autores agradecen a la Consejería de Educación y Cultura de la Comunidad Autónoma de Madrid la financiación del proyecto CAM-07N/0065/1998.

#### REFERENCIAS

- [1] C.I. GARCÍA y A.J. DEARDO, *Metall. Trans. A* 12A (1981) 521-530.
- [2] G.R. SPEICH, V.A. DEMAREST y R.L. MILLER, *Metall. Trans. A* 12A (1981) 1.419-1.428.
- [3] M.M. SOUZA, J.R.C. GUIMARAES y K.K. CHAWLA, *Metall. Trans. A* 13A (1982) 575-579.
- [4] C. XUE-LING, A.J. GARRAT-REED y W.S. OWEN, *Metall. Trans. A* 16A (1985) 543-557.
- [5] F.G. CABALLERO, C. CAPDEVILA y C. GARCÍA DE ANDRÉS, *Scr. Mater.* 42 (2000) 1.159-1.165.
- [6] G.R. SPEICH y A. SZIRMAE, *Trans. TMS-AIME* 245 (1969) 1063-1074.
- [7] A. ROOSZ, Z. GACSI y E.G. FUCHS, *Acta Metall.* 31 (1983) 509-517.
- [8] R.R. JUDD y H.W. PAXTON, *Trans. TMS-AIME* 242 (1968) 206-215.

- [9] M. HILLERT, K. NILSSON y L.E. TORNDAHL, *J. Iron Steel Inst.* 209 (1971) 49-66.
- [10] A.M. GOKHALE, C.V. ISWARAN y R.T. DEHOFF, *Metall. Trans.* 11A (1980) 1.377-1.383.
- [11] D.P. DATTA y A.M. GOKHALE, *Metall. Trans.* 12A (1981) 443-450.
- [12] F.G. CABALLERO, C. GARCÍA DE ANDRÉS y C. CAPDEVILA, *Mater. Characterisation* 44 (2000) 111-116.
- [13] C. GARCÍA DE ANDRÉS, C. CAPDEVILA y F.G. CABALLERO, *VI Reunión Nacional de Materiales*, Eds. M. Elisegui, I. Garuz y F. Peñalba, INASMET, San Sebastián, España, 1999, pp. 233-234.
- [14] E.E. UNDERWOOD, *Quantitative Stereology*, Addison-Wesley Publishing Co., Reading, 1970, pp. 73-75.
- [15] R.T. DE HOFF y F.H. RHINES, *Quantitative Stereology*, McGraw-Hill, Nueva York, E.E.U.U., 1968, p. 93.
- [16] F.S. LE PERA, *J. Met.* 32 (1980) 38-39.
- [17] C. GARCÍA DE ANDRÉS, F.G. CABALLERO, C. CAPDEVILA y H.K.D.H. BHADSHIA, *Scr. Mater.* 39 (1998) 791-796.
- [18] M.J. AVRAMI, *Chem. Phys.* 8 (1940) 212.
- [19] J.W. CHRISTIAN, *The Theory of Transformations in Metals and Alloys*, Pergamon Press, Oxford, Inglaterra, 1965, p. 19.
- [20] G.A. ROBERTS y R.F. MEHL, *Trans. ASM* 31 (1943) 613-650.
- [21] F.G. CABALLERO, Tesis Doctoral, Facultad de Ciencias Físicas, Universidad Complutense de Madrid, España, 1999.
- [22] C. ZENER, *Trans. AIME* 167 (1946) 550-595.
- [23] M. HILLERT, *Jernkontorets Ann.* 141 (1957) 757-764.
- [24] M. HILLERT, *The Mechanism of Phase Transformation in Crystalline Solids*, Institute of Metals, Londres, Inglaterra, 1969, p. 231.
- [25] D.A. PORTER y K.E. EASTERLING, *Phase Transformations in Metals and Alloy*, 2<sup>nd</sup> ed., Chapman and Hall, Londres, Inglaterra, 1992, p. 101.
- [26] R.G. KAMAT, E.B. HAWBOLT, L.C. BROWN y J.K. BRIMACOMBE, *Metall. Trans.* 23A (1992) 2.469-2.482.
- [27] K.W. ANDREWS, *JISI* 203 (1965) 721-727.