

DEPENDENCIA DE LA CINÉTICA DE TRANSFORMACIÓN CON LA TEMPERATURA DE AUSTEMPERIZADO EN FUNDICIONES VERMICULARES.

K. Laneri⁽¹⁾, J. Desimoni⁽¹⁾, R. W. Gregorutti⁽²⁾, R.C. Mercader⁽¹⁾ y J. L. Sarutti⁽²⁾

⁽¹⁾Dpto de Física F.C.E, U.N.L.P, Calle 47 y 115 CC 67, 1900 La Plata.

e-mail: desimoni@venus.fisica.unlp.edu.ar

⁽²⁾Facultad de Ingeniería U.N.L.P

Laboratorio de Entrenamiento Multidisciplinario para la Investigación Tecnológica (L.E.M.I.T)

Calle 52 e/121 y 122, 1900 La Plata.

Resumen

Se determinaron las cinéticas de austemperizado en el rango de temperaturas 573K-673K para fundiciones vermiculares (composición promedio en peso %: 3,40 C, 2,35 Si, 0,58 Mn, 0,04 Cu, 0,01 P, 0,02 S). La microestructura de las fundiciones y su evolución fueron determinadas mediante espectroscopia Mössbauer. Durante la primera etapa de transformación, utilizando la ecuación de Johnson Mehl, se analizó la dependencia de los parámetros cinéticos.

Abstract

The evolution of high carbon austenite with austempering time and temperature was analysed in Compacted Graphite Cast Iron (CG) (average composition wt%: 3,40 C, 2,35 Si, 0,58 Mn, 0,04 Cu, 0,01 P, 0,02 S) at four different austempering temperatures. The microstructure of CG and its evolution were determined by Mössbauer Spectroscopy. During the first Stage of transformation the kinetics parameters were determined using the Johnson-Mehl equation, and its dependence with temperature in the range 573-673K was analysed.

Introducción

Las fundiciones son aleaciones de Fe-C-Si que se diferencian de los aceros en que poseen C precipitado en forma de grafito. Existen varias morfologías para las fundiciones de Fe (nodular, vermicular, laminar, etc.) [1], las cuales están determinadas por la forma de los precipitados de grafito. La fundición vermicular (FV) es un material óptimo para la fabricación de piezas que están sometidas a ciclado térmico. La morfología y el tratamiento térmico determinan las propiedades mecánicas del material, observándose un incremento de dos a tres veces en la resistencia mecánica y en la resistencia al desgaste después de austemperizados entre 543K y 643K.

La transformación que tiene lugar durante el tratamiento térmico de austemperizado puede dividirse en tres etapas [2]: a) en la Etapa I, la austenita se transforma en ausferrita (ferrita de morfología acicular y austenita de alto contenido de carbono: $\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{hc}$); b) durante la Etapa II se alcanza un equilibrio metaestable en el cual la fracción de la fase γ_{hc} se mantiene aproximadamente constante, obteniéndose óptimas propiedades mecánicas; c) en la Etapa III la austenita de alto carbono comienza a descomponerse en ferrita y carburos (fases termodinámicamente más estables), con la consecuente

disminución de las propiedades mecánicas, especialmente tenacidad y ductilidad.

La espectroscopia Mössbauer, utilizada en metalurgia desde 1966 [3], es una técnica no destructiva y aplicable en general a muestras en estado sólido con el apropiado contenido de ^{57}Fe . La alta sensibilidad de esta técnica permite detectar la influencia de los átomos que rodean a un átomo de Fe sobre los niveles nucleares de dicho elemento. A partir de esas interacciones hiperfinas es posible determinar las diferentes fases y sitios del Fe que se encuentren presentes en la muestra.

En el presente trabajo, se utiliza la espectroscopia Mössbauer para analizar la dependencia con la temperatura de los parámetros cinéticos k y n que gobiernan la Etapa I de la transformación ($\gamma \rightarrow \alpha + \gamma_{hc}$). Dichos parámetros se determinaron utilizando la ecuación de Johnson-Mehl [4][5][6].

Parte Experimental

Las probetas coladas en forma de Y, se prepararon según la norma ASTM-A-395. Para la obtención de la morfología vermicular se utilizó el tratamiento del metal líquido adicionando FeSiMgCeCa. El balance de Mn y Si fue obtenido incorporando cantidades apropiadas de FeMn (60 peso%Mn) y FeSi (75 peso% Si). La

composición media de las muestras en peso% es: 3,40 C, 2,35 Si, 0,58 Mn, 0,04 Cu, 0,01 P, 0,02 S. De los bloques Y se cortaron muestras de 20mm de diámetro y 3mm de espesor, y se las austenitizó a 1173 K durante 30 min. Luego se las enfrió rápidamente en un baño de sales mantenido a 673K, 648K, 623K y 573K durante tiempos que van entre 1 y 30 min. Finalmente las probetas se enfriaron al aire hasta la temperatura ambiente. Para poder ser analizadas por transmisión con la técnica Mössbauer, las muestras fueron devastadas hasta los 70 μ m de espesor y pulidas con pasta de diamante de granulometría 6 y 1 μ m.

Los espectros Mössbauer se registraron en un espectrómetro convencional de aceleración constante de 512 canales con una fuente de ^{57}Co en una matriz de Rh de $\approx 5\text{mCi}$. La calibración se realizó con una lámina de $\alpha\text{-Fe}$ de 12 μ m de espesor. Todos los corrimientos isoméricos están referidos al $\alpha\text{-Fe}$ a 298K. Se supuso que todas las fases tienen el mismo factor de Lamb-Mössbauer. Los espectros

se ajustaron con líneas Lorentzianas, con un programa de cuadrados mínimos no lineal y condiciones de contorno.

Resultados y discusión

La fig.1 muestra la evolución de espectros Mössbauer para los extremos del rango de temperatura estudiados. Allí pueden verse las seis líneas características de las fases ferrita/martensita y las líneas centrales asociadas a la austenita, cuya intensidad relativa varía con la duración del tratamiento térmico. Los valores promedios de las tres interacciones hiperfinas asociadas a las fases ferrita/martensita son: $H_1 \approx 332,1\text{kOe}$, $\delta_1 \approx 0,01, \text{mm/s}$; $H_2 \approx 309,1\text{kOe}$, $\delta_2 \approx 0,04, \text{mm/s}$; $H_3 \approx 280,1\text{kOe}$, $\delta_3 \approx 0,08, \text{mm/s}$, mientras que la fase γ_{hc} fue reproducida con sólo dos interacciones [4][5] debido a la falta de resolución en este rango de velocidades ($\delta_4 \approx 0,03, \text{mm/s}$, $\Delta_4 \approx 0,61, \text{mm/s}$; $\delta_5 \approx -0,02, \text{mm/s}$).

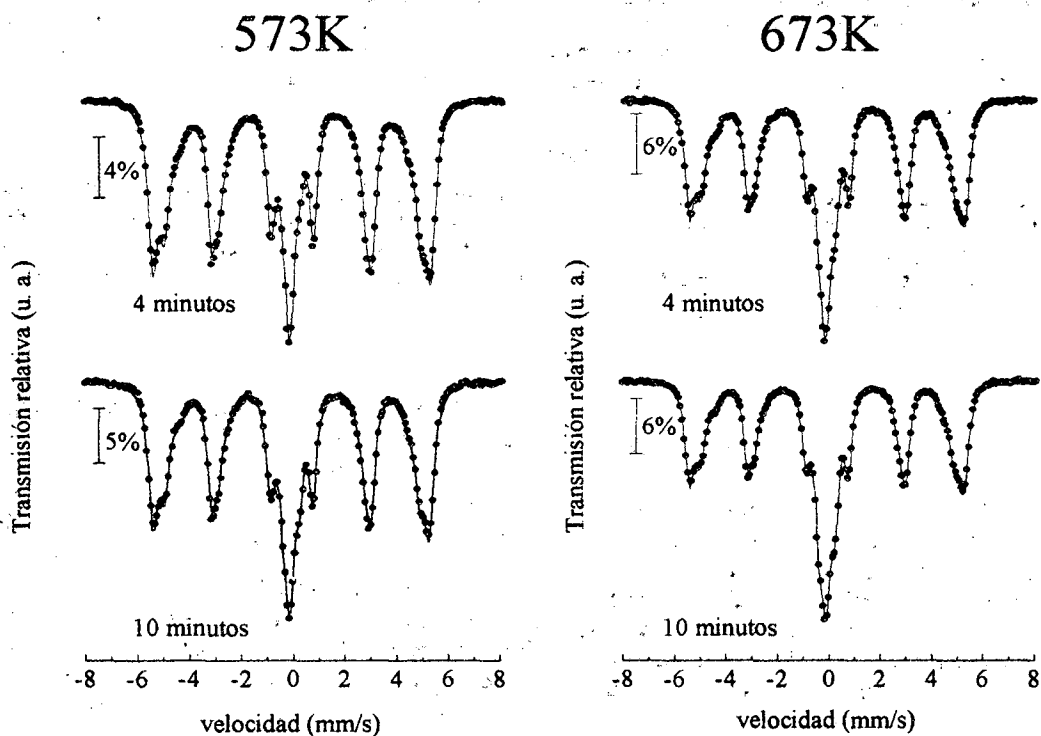


Fig. 1: Espectros Mössbauer de alta calibración, obtenidos de muestras austemperizadas a 4min. y 10min para temperaturas de austemperizado de 573K y 673K.

Para todas las temperaturas estudiadas, la evolución con el tiempo de austemperizado durante la Etapa I de la transformación (Fig.2), de la fracción

relativa de austenita retenida (f_{γ}), sigue una conducta sigmoidal típica de una transformación que involucra procesos de nucleación y crecimiento.

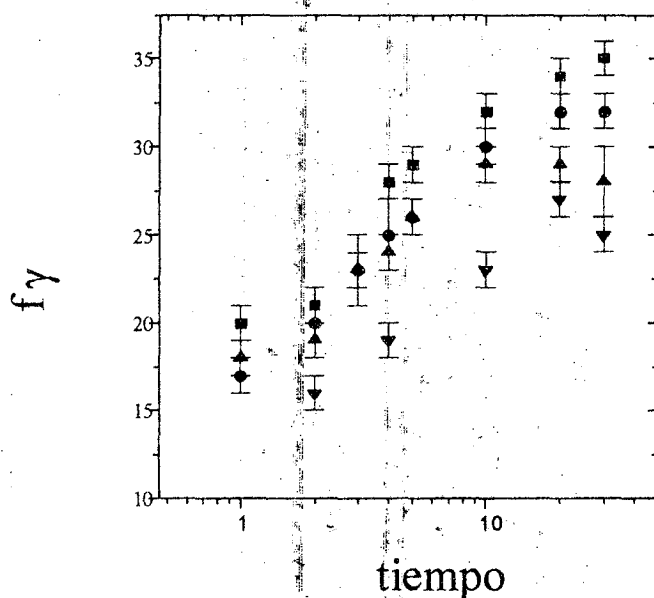


Fig. 2: Fracción de austenita retenida en función del tiempo de austemperizado para distintas temperaturas de austemperizado. a) ■ 673K, b) ● 648K, c) ▲ 623K y d) ▼ 573K.

Estos procesos pueden cuantificarse mediante los parámetros k y n de la ecuación de Johnson-Mehl [6]:

$$X = 1 - \exp[-(k \cdot t)^n]$$

donde X es la fracción transformada. El parámetro n determina el tipo de proceso que gobierna la transformación, mientras que la constante k está determinada por el coeficiente de difusión, la solubilidad de C y la densidad de núcleos de crecimiento [7].

Los valores de k y n (TABLA 1) se obtuvieron a partir de la linealización de la ecuación de Johnson-Mehl: $\log \log [1-X]^{-1} = (n \log k + \log \log e) + n \log t$

TABLA 1: Valores de k y n obtenidos utilizando la ecuación de Johnson-Mehl para distintas temperaturas.

Temperatura	n	k (s^{-1})
673K	1,6 ₂	2,9 10^{-3}
648K	1,8 ₂	3,2 10^{-3}
623K	2,2 ₂	3,9 10^{-3}
573K	1,6 ₃	2,0 10^{-3}

Los valores de n obtenidos indican, dentro de los errores experimentales, que la transformación está gobernada por difusión en todo el rango de temperaturas estudiado [4][5][6][7].

El parámetro cinético k muestra un máximo en 623 K y luego decrece a medida que se incrementa la temperatura de tratamiento (Fig. 3).

Estos resultados ponen de manifiesto que la dependencia de k con la temperatura no sigue la ley de Arrhenius. Una explicación podría basarse en que en la constante k están representados los eventos de nucleación y crecimiento que son dependientes de la temperatura. La velocidad de nucleación es directamente proporcional al subenfriamiento térmico (ΔT), mientras que la velocidad

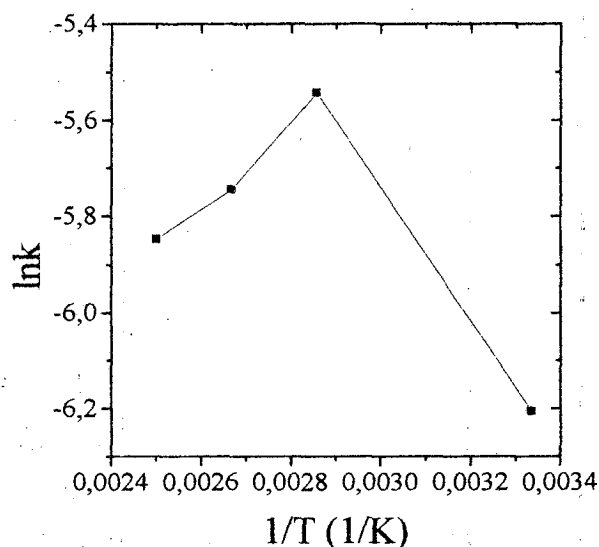


Fig. 3: Valores de k en función de $1/T$. El apartamiento de la recta de los puntos experimentales indica que no se satisface la ley de Arrhenius.

de crecimiento es proporcional a la energía de activación[6]. A altas temperaturas de transformación la velocidad de crecimiento es rápida debido a que los fenómenos difusivos se incrementan con la temperatura, mientras que la velocidad de nucleación es pequeña debido al bajo ΔT , y por lo tanto será ésta quien controle la cinética. Por el contrario, a bajas temperaturas de transformación, existe un gran ΔT que provoca una alta velocidad de nucleación, pero los fenómenos difusivos decrecen considerablemente haciendo lenta la velocidad de crecimiento, pasando a ser esta última quien controla la cinética de la transformación. Esto implicaría que la velocidad de transformación presente un máximo a una determinada temperatura, como lo presenta la variación de k en la figura 3. Esta evolución está íntimamente relacionada a la curva "C" característica de los diagramas T-T-T (Temperatura- Transformación- Tiempo), correspondiente a las transformaciones isotérmicas.

Conclusiones

Los valores de k indican que su variación con la temperatura no sigue una ley tipo Arrhenius. Esta evolución que se relaciona directamente con la forma de la curva "C" de los diagramas T-T-T de las transformaciones isotérmicas, estaría ligada a la dependencia con la temperatura de los fenómenos de nucleación y crecimiento. Actualmente se están realizando cálculos de k que tienen en cuenta las dependencias mencionadas en la sección, para luego compararlos con estos resultados experimentales.

Agradecimientos

Este trabajo fue parcialmente subvencionado por PIP4326 de la Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas (CONICET), PIP1277 de la Agencia Nacional de Promoción Científica y Tecnológica (ANPCyT), CICPBA, y Laboratorio de Entrenamiento Multidisciplinario para la Investigación Tecnológica (LEMIT-CIC)

Referencias

- [1] J. Apraiz, *Fundiciones* (Editorial Dossat).
- [2] N. Darwish and R. Elliott: *Mat. Sci. and Tech.*, 1993, 7, vol. 9, pp 572 - 585.
- [3] M. Ron, *Applications of Mössbauer Spectroscopy*, R. L. Cohen, vol. II, 329 - 388 (Academic Press, New York, 1976).
- [4] J. Desimoni, R. W. Gregorutti, K. Laneri, R. C. Mercader, J. L. Sarutti, *Metallurgical and Materials Transactions* 1999.
- [5] K. Laneri, *Estudio Mossbauer de fundiciones vermiculares* (Trabajo de Diploma U.N.L.P 5-99).
- [6] T. W. Christian: *The Theory of Transf. in Metals and Alloys*, Pergamon Press, Oxford, 1965, pp 525 - 548.
- [7] R. D. Doherty: *Physical Metallurgy*, vol. 2, R. W. Cahn and P. Haansen editors, North Holland, pp 1363 - 1505, 1996.