

SIMULACIÓN TÉRMICO-MICROESTRUCTURAL DEL PROCESO DE ENFRIAMIENTO DE LA FUNDICIÓN GRIS

Alejandro Urrutia^a, Diego J. Celentano^a, Dayalan R. Gunasegaram^b y Natalia Deeva^b

^a*Departamento de Ingeniería Mecánica y Metalúrgica, Pontificia Universidad Católica de Chile, Avda. Vicuña Mackenna 4860, Santiago, Chile, dcelentano@ing.puc.cl.*

^b*Commonwealth Scientific and Industrial Research Organization (CSIRO), Private Bag 33, Melbourne, Victoria, Australia, dayalan.gunasegaram@csiro.au.*

Palabras Clave: Solidificación, Transformación eutectoide, Fundición gris, Simulación numérica.

Resumen. La fundición gris es el material más utilizado dentro de las fundiciones, abarcando prácticamente la mitad de la producción mundial. Es por esto que el proceso de solidificación de la fundición gris ha sido objeto de varios estudios de modelación, sin embargo casi todos los modelos disponibles tratan sólo con la composición más utilizada, la hipoeutética. Además los modelos relacionados con la fundición de hierro hipereutética de grafito laminar, sobre todo para la zona proeutética y eutectoide, son bastante difíciles de encontrar en la literatura. Por lo tanto, en este trabajo, se propone un modelo térmico-microestructural multiescala para describir la solidificación y transformación eutectoide de una fundición gris con una composición ligeramente hipereutética, donde las principales predicciones fueron las evoluciones de la temperatura; las fracciones de grafito, ferrita y perlita; la densidad y tamaño de grano del eutético gris, de la ferrita y de la perlita; el espacio interlaminar promedio del grafito y su grosor. La predicción de las curvas de enfriamiento y las fracciones involucradas para fundiciones con dos diferentes composiciones y dos temperaturas de colada distintas fueron validadas con mediciones experimentales.

1 INTRODUCCIÓN

La fundición gris es el material más utilizado en el proceso de fundición, abarcando casi dos tercios de la producción mundial (A Modern Casting Staff, 2012) debido a su buena colabilidad, capacidad de amortiguamiento, resistencia al impacto térmico y a la compresión, además de tener un bajo costo de producción (Stefanescu, 2005). Actualmente la fundición gris es utilizada en una amplia variedad de aplicaciones, incluyendo maquinaria, estructuras y componentes de automóviles (Craig *et al.*, 2002). Dependiendo de la necesidad las propiedades físicas y mecánicas de las fundiciones de hierro se pueden alterar agregando ciertos elementos que son capaces de cambiar la morfología del grafito desde laminar hasta nodular (*i.e.* esferoidal) (Kim *et al.*, 2009a; Kim *et al.*, 2009b; Alp *et al.*, 2005; Holmgren *et al.*, 2007). Además de esto, en las fundiciones de hierro con grafito laminar, se pueden obtener distintas formas de láminas al aumentar el carbono equivalente (*CE*) lo suficiente ($>4.26\%$) como para cambiar la composición de hipoeutéctica a hipereutéctica (Rivera *et al.*, 2004). Algunos de los beneficios de la composición hipereutéctica son la gran capacidad de amortiguamiento y su buena difusividad térmica, ya que estas propiedades se ven incrementadas cuando las láminas de grafito son más largas y gruesas, características propias de esta composición (Liu *et al.*, 2004; Hecht *et al.*, 1999). Junto con esto, el efecto de contracción producido durante la mayoría de los procesos de solidificación, se ve significativamente reducido al usar esta composición (Larrañaga y Sertucha, 2010).

La solidificación de fundiciones grises ha sido objeto de varios estudios de modelación que apuntan a recrear este proceso mediante modelos térmicos (Kermanpur *et al.*, 2008; Shaha *et al.*, 2010; Kumar y Kumar, 2012) además de microestructurales (Maijer *et al.*, 1999; Kapturkiewicz *et al.*, 2009; Taha *et al.*, 2011; Jabbari y Hosseinzadeh, 2013). Jackson y Hunt (1966) desarrollaron un modelo de crecimiento para eutécticos laminares del tipo regular, el cual ha sido la base para los trabajos actuales en eutécticos irregulares como, por ejemplo, el de Magnin y Kurz (1987) quienes quitaron la condición de isoterma a la interface sólido/líquido y añadieron un criterio morfológico para la ramificación de las láminas de grafito. Más tarde, Guzik y Kopyciński (2006) realizaron una modificación a este trabajo cambiando la función cúbica que describía la forma de la interface del eutéctico por una función bicuadrática para capturar mejor la forma de la fase grafito. Catalina y Stefanescu (1996) extendieron la teoría general de Jackson y Hunt (1966) para tomar en cuenta la geometría esférica de los granos eutécticos, como es el caso del eutéctico gris, y luego Catalina *et al.* (2003) continuaron este trabajo quitando la suposición de que la interface sólido/líquido fuera isotérmica. Todos los trabajos mencionados anteriormente fueron, sin embargo, enfocados en la composición más utilizada, la hipoeutéctica. Los modelos existentes que han sido desarrollados para la composición hipereutéctica están disponibles sólo para la fundición nodular, pero incluso éstos a menudo no están validados experimentalmente.

Sólo unos pocos modelos tratan con la transformación eutectoide de la fundición gris, ya que gran parte de los modelos eutectoides desarrollados para fundiciones de hierro están enfocados en los de grafito nodular (Lacaze y Gerval, 1998; Carazo *et al.*, 2012a). La mayoría de los modelos de transformación de ferrita en fundiciones de hierro han sido desarrollados para grafitos con morfología nodular, salvo unos pocos enfocados en fundiciones de grafito laminar, *e.g.* Goettsch y Dantzig (1994) usaron una ecuación de crecimiento de ferrita para una fundición de grafito nodular desarrollada por Stefanescu y Kanetkar (1986), que adaptaron para usarla en una de grafito laminar, donde además asumieron una ley de nucleación instantánea con un número predeterminado de granos de ferrita; Taha *et al.* (2011) relacionaron la fracción de ferrita con las curvas de enfriamiento a través de una ecuación

ajustada a partir de las mediciones experimentales; [Catalina et al. \(2000\)](#) desarrollaron leyes de nucleación y crecimiento para fundiciones de hierro con grafito laminar. Para el caso de la transformación de perlita, [Catalina et al. \(2000\)](#) propusieron una ley de nucleación y calcularon la velocidad de crecimiento basado en resultados experimentales de diferentes sistemas ternarios; [Taha et al. \(2011\)](#) calcularon la fracción de perlita con el mismo método que usaron para la ferrita.

De la revisión bibliográfica es evidente la escasez de modelos que recreen la solidificación de fundiciones grises hipereutécticas, además de la transformación eutectoide para fundiciones de grafito laminar. Por lo tanto, en este trabajo se propone un modelo multiescala que es utilizado para simular los procesos de solidificación y transformación en estado sólido de una fundición gris con una composición hipereutéctica. En este contexto, un modelo continuo a nivel macro es acoplado a un modelo micro a través de una función de cambio de fase. El modelo continuo (macro) simula los fenómenos térmicos a través de la ecuación de energía, mientras que el modelo micro incluye las transformaciones proeutéctica, eutéctica y eutectoide, con sus respectivas reacciones estables y metaestables. Además de esto, el modelo eutectoide depende de los resultados obtenidos en la transformación eutéctica, específicamente en las características de la morfología del grafito (*i.e.* espacio interlaminar y grosor). El modelo es resuelto mediante el método de elementos finitos (FEM), mientras que las simulaciones consideran las diferentes temperaturas de colada y diferentes composiciones de las fundiciones. Los resultados incluyen las curvas de enfriamiento; las fracciones de grafito, ferrita y perlita; la densidad y tamaño de los granos del eutéctico gris, de ferrita y perlita; el espacio interlaminar promedio del grafito y su grosor. El enfoque de este trabajo incluye la formulación matemática del modelo de solidificación y el de la transformación eutectoide, junto con la validación experimental de las curvas de enfriamiento y las fracciones predichas de cada fase para fundiciones con diferentes composiciones y temperaturas de colada.

2 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

La [Tabla 1](#) muestra las composiciones de cinco fundiciones de hierro que fueron coladas en moldes de arena, donde dos de éstas corresponden a composiciones casi eutécticas (Aleaciones 2 y 5) y las otras tres son ligeramente hipereutécticas (Aleaciones 1, 3 y 4) con un carbono equivalente que excedía por poco los 4.26, valor que corresponde a la composición eutéctica. Además, hay algunos elementos que aparecen en trazas como el Mo, V, Nb, Ti y Al en una cantidad menor a 0.01 % y el Mg menor a 0.005 %. Aparte de esto, las fundiciones no fueron inoculadas.

Aleación	C	Si	Mn	Cr	P	Ni	S	Cu	Fe	CE
1	3.50	3.1	1.31	0.03	0.03	0.02	0.01	0.01	Bal.	4.54
2	3.37	2.9	1.32	0.04	0.03	0.02	0.01	0.01	Bal.	4.35
3	3.41	3.1	1.28	0.03	0.03	0.02	0.01	0.01	Bal.	4.45
4	3.46	3.1	1.32	0.03	0.03	0.02	0.01	0.01	Bal.	4.50
5	3.35	2.9	1.30	0.03	0.03	0.02	0.01	0.01	Bal.	4.33

El carbono equivalente se calcula como $CE = C + (Si + P)/3$

Tabla 1: Composición química en porcentaje en peso.

Las dos primeras fundiciones se mantuvieron en un horno a 1450 °C y el resto a 1350 °C. Luego éstas fueron coladas en moldes de resina de arena compacta con forma de copa, conocidas comercialmente como QuiK-Cup ([Celentano et al., 2005](#)), las que cuentan con una

termocupla tipo-K al centro de la copa; ver [Figura 1\(a\)](#). Las temperaturas iniciales para cada fundición fueron tomadas de las curvas de enfriamiento experimentales, las que fueron medidas por la termocupla recién mencionada y la temperatura ambiente (T_{air}) fue medida con una termocupla externa; ver [Tabla 2](#).

Aleación	Temperatura inicial (°C)	Temperatura ambiente (°C)
1	1358.2	21.0
2	1366.1	20.8
3	1297.4	22.0
4	1286.5	21.0
5	1279.7	21.3

Tabla 2: Condiciones iniciales.

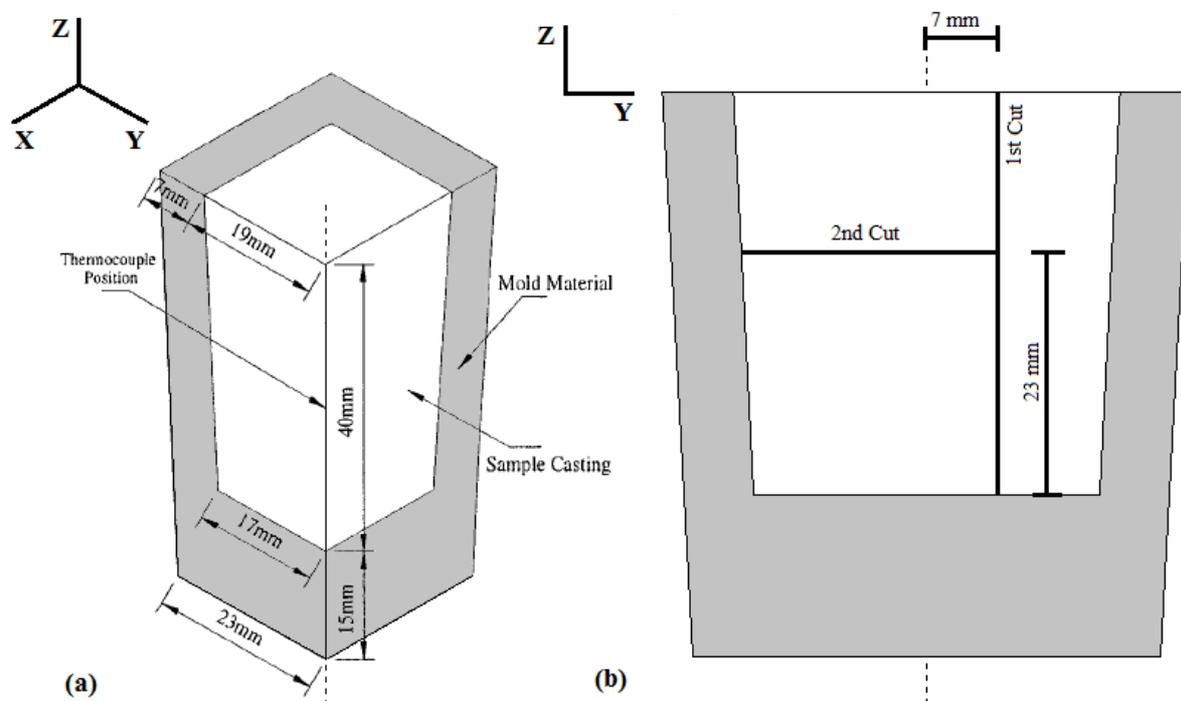


Figura 1: Dimensiones de las probetas mostradas (a) para un cuarto de QuiK-Cup ([Majjer et al., 1999](#)) y (b) una vista de corte lateral mostrando los dos cortes hechos para obtener las muestras metalográficas.

La cuarta aleación fue preparada para metalografía. Para obtener las muestras, primero se hizo un corte vertical en un plano ligeramente desplazado (por 7 mm) del plano vertical medio, seguido de un corte horizontal (a 23 mm del fondo) a la pieza más grande obtenida luego del primer corte; ver [Figura 1\(b\)](#). Las posiciones elegidas para observar la microestructura están señaladas en la [Figura 2](#). Las etiquetas usadas para describir estas posiciones tienen una “V” o una “H” como prefijo, dependiendo si se obtuvieron del plano creado por el corte vertical (V) (*i.e.* 1^{er} corte) u horizontal (H) (2^{do} corte). Estas posiciones fueron elegidas de modo que se pudieran cuantificar las diferencias microestructurales debido a las variaciones a lo largo de la altura y de la distancia desde la pared del molde. Las micrografías tomadas a las muestras, sin atacar y luego atacadas con Nital al 2 %, fueron usadas para obtener las distintas fases en cada lugar. Cinco micrografías diferentes fueron tomadas en cada posición, permitiendo así calcular los promedios y desviación estándar de las fracciones obtenidas en cada lugar.

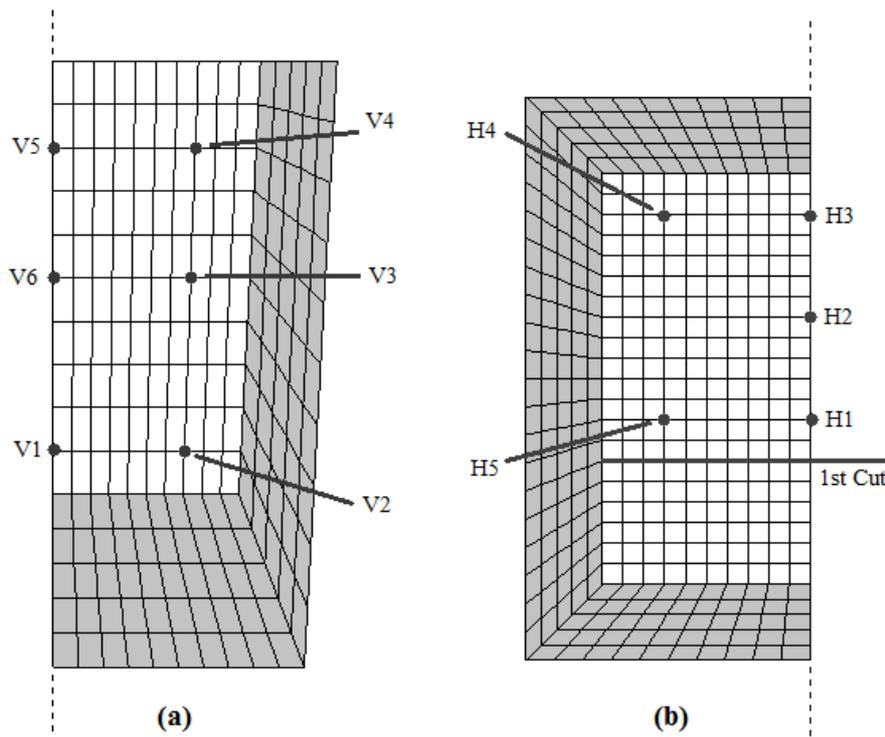


Figura 2: Posiciones para las micrografías, vista lateral (a) y superior (b).

3 MODELO Y SIMULACIÓN

3.1 Modelo térmico

La ecuación de conservación de la energía es resuelta para la fundición y el molde, la que incluye los cambios de fase de la fundición como se presenta a continuación:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} + \rho L \frac{\partial f_{pc}}{\partial t} = \nabla \cdot (k \nabla T) \tag{1}$$

donde ρ es la densidad, c el calor específico, T la temperatura, t el tiempo, L el calor latente específico, k la conductividad térmica, ∇ el operador gradiente y f_{pc} la función de cambio de fase, la cual es cero para el dominio del molde. Las condiciones de borde para este problema son el flujo de calor para las distintas fronteras expresadas como $h_{\text{casting-air}} (T_{\text{casting}} - T_{\text{air}})$, $h_{\text{casting-mold}} (T_{\text{casting}} - T_{\text{mold}})$ y $h_{\text{mold-air}} (T_{\text{mold}} - T_{\text{air}})$, donde el coeficiente de transferencia de calor efectivo h incluye los fenómenos de conducción, convección y radiación.

El término de cambio de fase f_{pc} se calcula respectivamente para la solidificación y la transformación sólida como:

$$\rho L \frac{\partial f_{pc}}{\partial t} = -\rho_{Gr} L_{Gr} \frac{\partial f_{Gr}}{\partial t} - \rho_g L_g \frac{\partial f_g}{\partial t} - \rho_c L_c \frac{\partial f_c}{\partial t} \tag{2}$$

$$\rho L \frac{\partial f_{pc}}{\partial t} = -\rho_\alpha L_\alpha \frac{\partial f_\alpha}{\partial t} - \rho_p L_p \frac{\partial f_p}{\partial t} \tag{3}$$

donde los subíndices Gr, g, c, α , p, representan al grafito (proeutético) primario, eutéctico gris, eutéctico blanco, ferrita y perlita respectivamente. La fracción líquida durante la

solidificación y la de austenita durante la transformación sólida son

$$f_l = 1 - f_{Gr} - f_g - f_c \quad (4)$$

$$f_\gamma = f_g - f_{gr}^{eut} = f_\alpha + f_p + f_{gr} - f_{gr}^{eut} \quad (5)$$

respectivamente, donde f_{gr}^{eut} es la fracción volumétrica de grafito dentro del grano eutéctico al terminar la solidificación y los subíndices l, γ , gr representan el líquido, la austenita y el grafito respectivamente.

3.2 Modelo microestructural

El modelo microestructural consta de un modelo de solidificación y otro de transformación (eutectoide) en estado sólido que son explicados a continuación.

3.2.1 Solidificación

El modelo de solidificación considera las transformaciones proeutéctica y eutéctica, las que corresponden a la formación de grafito primario y de los eutécticos gris y blanco. En este trabajo el modelo térmico-microestructural de [Celentano et al. \(2005\)](#) se extiende para una fundición gris de composición hipereutéctica. Las diferencias entre el presente modelo y el realizado para una composición hipoeutéctica se discuten más adelante en la Sección 3.3.

3.2.1.1 Transformación proeutéctica

El modelo propuesto para calcular la fracción de grafito primario (6) utiliza la regla de la palanca inversa multiplicada por el máximo teórico de la fracción de grafito primario y por un factor de corrección ϕ . La razón por la que se usa este factor de corrección, se debe al cambio en la composición luego de la precipitación de grafito en la zona proeutéctica ocurrido durante la solidificación fuera del equilibrio ([Jiyang, 2009](#)).

$$f_{Gr} = \frac{T - T_g}{T_l - T_g} f_{max} \cdot \phi \quad (6)$$

donde f_{max} es el contenido de grafito primario para cada composición obtenido al usar la regla de la palanca a la temperatura eutéctica.

3.2.1.2 Transformación eutéctica

Durante la transformación eutéctica se pueden formar, el eutéctico gris compuesto por austenita y grafito para el caso en que la reacción sea estable, y el eutéctico blanco compuesto por austenita y cementita para el caso metaestable. Si bien ambos pueden nuclear y crecer competitivamente bajo la temperatura eutéctica metaestable, la velocidad de crecimiento del eutéctico blanco es bastante mayor a la del gris.

Para la nucleación de los eutécticos se utiliza un modelo desarrollado por [Oldfield \(1966\)](#), éste supone una nucleación del tipo continua que comienza a la temperatura eutéctica y termina al comienzo de la recalcificación. La densidad de granos eutécticos $N_{g/c}$ se calcula mediante:

$$N_{g/c} = A_{g/c} \langle T_{g/c} - T \rangle^{n_{g/c}} \quad (7)$$

donde $A_{g/c}$ es el parámetro de nucleación, $n_{g/c}$ el exponente de nucleación y $\langle \cdot \rangle$ el bracket

Macaulay ($\langle x \rangle = x$ if $x > 0$ and $\langle x \rangle = 0$ if $x \leq 0$). El modelo de crecimiento utilizado para los eutécticos también fue desarrollado por Oldfield (1966), además por simplicidad no se consideró el efecto de la interferencia entre los granos:

$$\frac{dR_{g/c}}{dt} = B_{g/c} \langle T_{g/c} - T \rangle^{m_{g/c}} \quad (8)$$

donde $R_{g/c}$ es el radio del grano eutéctico, $B_{g/c}$ es el parámetro de crecimiento y $m_{g/c}$ el exponente de crecimiento. La Ecuación (8) supone que todos los granos crecen de forma uniforme. El espacio interlaminar de grafito durante la transformación eutéctica se puede calcular como:

$$\lambda_{gr} = \frac{2\pi R_g}{N_{gl}} \quad (9)$$

donde N_{gl} es la cantidad mínima de láminas de grafito en el eutéctico que satisface la siguiente expresión (Catalina y Stefanescu, 1996):

$$\Delta T_g \geq K_1 \frac{dR_g}{dt} \lambda_{gr} + \frac{K_2}{\lambda_{gr}} \quad (10)$$

donde el lado derecho de la Ecuación (10) representa el subenfriamiento de la interface, este modelo fue desarrollado por Jackson y Hunt (1966) para eutécticos regulares con una interface de crecimiento isotérmica. Si bien el eutéctico gris es del tipo irregular, este modelo se puede utilizar como una aproximación. K_1 y K_2 son las constantes del material, calculadas mediante (Guzik y Kopyciński, 2006; Catalina y Stefanescu, 1996):

$$K_1 = \frac{\bar{\eta} C_o Pe}{f_\gamma^{eut} f_{gr}^{eut} D_C^\gamma} \quad (11)$$

$$K_2 = 2\bar{\eta} \left(\frac{\Gamma_\gamma \sin \Theta_\gamma}{f_\gamma^{eut} |\eta_\gamma|} + \frac{\Gamma_{gr} \cos \Theta_{gr}}{f_{gr}^{eut} \eta_{gr}} \right) \quad (12)$$

con $Pe = 0.3383 (f_\gamma^{eut} f_{gr}^{eut})^{1.661}$ y $\bar{\eta} = \frac{|\eta_\gamma| \eta_{gr}}{|\eta_\gamma| + \eta_{gr}}$, donde C_o es la diferencia de concentración de

carbono entre la austenita y el grafito, f_γ^{eut} y f_{gr}^{eut} son las fracciones volumétricas de austenita y grafito en el eutéctico, Γ_γ y Γ_{gr} son los coeficientes Gibbs-Thomson para la austenita y el grafito, Θ_γ y Θ_{gr} son los ángulos de contacto de una fase con la otra, η_γ y η_{gr} corresponden al valor de la pendiente de la fase líquida en el diagrama de fases y Pe es una función para los eutécticos del tipo laminar (Jackson y Hunt 1966; Koçak et al., 2013). El espacio interlaminar promedio de grafito (Λ_{gr}) al final de la solidificación eutéctica es (Catalina et al., 2000):

$$\Lambda_{gr} = \frac{1}{R_g} \int \lambda_{gr} \frac{dR_g}{dt} dt \quad (13)$$

El grosor promedio de las láminas de grafito ($\bar{\Lambda}_{gr}^{eut}$) luego de terminar la solidificación eutéctica sigue creciendo mientras la temperatura disminuye, esto se debe a la disminución de

solubilidad de carbono por parte de la austenita (Lacaze y Gerval, 1998), sin embargo este engrosamiento de las láminas de grafito no es considerado en el presente modelo, por lo que el grosor de las láminas al finalizar la solidificación se supone constante hasta el comienzo de la transformación eutectoide y se puede calcular como (Catalina *et al.*, 2000):

$$\bar{S}_{gr}^{eut} = f_{gr}^{eut} \Lambda_{gr} \quad (14)$$

La fracción volumétrica de grafito en el grano eutéctico gris, al finalizar la solidificación, se calcula mediante:

$$f_{gr}^{eut} = \frac{1}{1 + f_{\gamma/gr}} \quad (15)$$

donde $f_{\gamma/gr} = \frac{(100 - C_{eut}) \rho_{gr}}{(C_{eut} - C_{\gamma}^{max}) \rho_{\gamma}}$ es la razón volumétrica entre la austenita y el grafito calculada mediante la regla de la palanca, además ρ_{γ} y ρ_{gr} son las densidades de la austenita y el grafito. La fracción volumétrica de los eutécticos gris y blanco queda representada por:

$$f_{g/c} = \frac{4}{3} \pi N_{g/c} R_{g/c}^3 \quad (16)$$

suponiendo que todos los granos crecen de forma equiaxial. La evolución de las fracciones de grafito y austenita durante la solidificación se calculan como:

$$f_{gr} = f_{gr}^{eut} f_g \quad (17)$$

$$f_{\gamma} = (1 - f_{gr}^{eut}) f_g \quad (18)$$

3.2.2 Transformación en estado sólido

El modelo de transformación en estado sólido considera las transformaciones eutectoides estable y metaestable, donde la ferrita y la perlita se forman a partir de la austenita creciendo de forma competitiva. A diferencia del modelo de solidificación, el cual fue una extensión del trabajo de Celentano *et al.* (2005), este modelo eutectoide es desarrollado por completo en el presente trabajo.

3.2.2.1 Transformación de ferrita

Durante la transformación eutectoide estable la austenita se convierte en ferrita y grafito. En este modelo una ley de nucleación desarrollada por Catalina *et al.* (2000) se usa para calcular la densidad de granos de ferrita. Ésta fue establecida a partir de experimentos hechos en fundiciones grises con composición hipoeutéctica.

$$N_{\alpha} = A_{\alpha} \frac{f_{gr}^{eut} f_g}{\Lambda_{gr}} \quad (19)$$

donde A_{α} es el parámetro de nucleación de la ferrita. Estos mismos autores (Catalina *et al.*, 2000) establecieron un modelo para el crecimiento de la ferrita en fundiciones con grafito laminar, basándose en un modelo desarrollado por Venugopalan (1990) para grafito esferoidal. Éste supone que los granos de ferrita están distribuidos uniformemente en los granos eutécticos, además tienen una forma hemisférica y crecen a través de un mecanismo de

difusión de carbono entre dos placas paralelas de grafito. La difusión de carbono ocurre desde la austenita que se encuentra cerca de la interface ferrita/austenita hacia las láminas de grafito y hacia la austenita que se encuentra alejada del frente de crecimiento de la ferrita.

$$\frac{dR_\alpha}{dt} = \frac{1}{R_\alpha (C^{\gamma/\alpha} - C^{\alpha/\gamma})} \left[D_C^\alpha \frac{\bar{S}_{gr} (C^{\alpha/\gamma} - C^{\alpha/gr})}{2R_\alpha - \bar{S}_{gr}} + D_C^\gamma (C^{\gamma/\alpha} - C_{eut}) \left(1 - \frac{2R_\alpha}{\Lambda_{gr}} \right) \right] \quad (20)$$

El grano de ferrita comienza a crecer a la temperatura eutectoide estable T_α con un radio inicial R_α^0 .

Mientras la ferrita va creciendo las láminas de grafito también, a través del mecanismo de difusión explicado anteriormente, por lo que el grosor de las láminas de grafito (\bar{S}_{gr}) se puede obtener desde un balance de masa de carbono (Catalina *et al.*, 2000).

$$\frac{d\bar{S}_{gr}}{dt} = \frac{4D_C^\alpha (C^{\alpha/\gamma} - C^{\alpha/gr}) R_\alpha \rho_\gamma}{\bar{S}_{gr} (100 - C^{\alpha/gr}) (2R_\alpha - \bar{S}_{gr}) \rho_{gr}} \quad (21)$$

Luego, la fracción volumétrica se obtiene a partir de:

$$f_{gr} = \frac{\bar{S}_{gr}}{\bar{S}_{gr}^{eut}} f_{gr}^{eut} f_g \quad (22)$$

Finalmente, la velocidad de crecimiento de la fracción de ferrita se puede calcular mediante:

$$\frac{df_\alpha}{dt} = 2\pi R_\alpha^2 N_\alpha \frac{dR_\alpha}{dt} \quad (23)$$

3.2.2.2 Transformación de perlita

La transformación que produce la perlita ocurre mediante un proceso continuo y cooperativo entre la ferrita y la cementita. Para el cálculo de la densidad de granos de perlita se utiliza una ley de nucleación instantánea, la cual supone que el tamaño promedio de estos granos no puede ser mayor que el espacio interlamilar promedio del grafito (Catalina *et al.*, 2000).

$$N_p = A_p \frac{[1 - (f_{gr} + f_\alpha)]}{\pi \Lambda_{gr}} \quad (24)$$

donde f_{gr} y f_α son calculados a la temperatura eutectoide metaestable y A_p es el parámetro de nucleación de la perlita. Una teoría de crecimiento de difusión mixta desarrollada por Pandit y Bhadeshia (2011a) es usada en este modelo para calcular la velocidad de crecimiento de la perlita. A pesar de que este modelo fue desarrollado para aceros, se espera que la perlita crezca de una forma similar que en las fundiciones de hierro (Lacaze y Gerval, 1998). Este modelo comienza a la temperatura eutectoide metaestable y toma en cuenta los flujos de difusión de carbono hacia la cementita a través del volumen de austenita y a través de la interface austenita/ferrita, el flujo a través del volumen de ferrita se consideró despreciable.

$$\frac{dR_p}{dt} = \frac{C^{\gamma/\alpha} - C^{\gamma/\theta}}{C_\theta - C_\alpha^{\max}} \left(2D_C^\gamma + \frac{12\delta D_C^B}{\lambda_p} \right) \frac{\lambda_p}{S_\alpha S_\theta} \left(1 - \frac{\lambda_{cr}}{\lambda_p} \right) (1 - f_p) \quad (25)$$

donde R_p es el radio del grano de perlita, δ es el grosor del borde de perlita, D_C^B es el coeficiente de difusión de carbono en el borde de perlita, $(1 - f_p)$ toma en cuenta el efecto interferencia entre granos, λ_p es el espacio interlamilar de perlita, S_α y S_θ son el grosor de las láminas de ferrita y cementita que conforman la perlita y satisfacen la relación $S_\alpha = 7S_\theta$ (Capdevila *et al.*, 2005). El espacio interlamilar crítico λ_{cr} es el espacio necesario entre las láminas para crear una interface austenita/perlita (Pandit y Bhadeshia, 2011a).

$$\lambda_{cr} = \frac{2\sigma^{\alpha/\theta} T_p}{(T_p - T) \Delta H} \quad (26)$$

donde $\Delta H = -4.4 \cdot 10^3 T^2 + 3.8 \cdot 10^6 T + 1.7 \cdot 10^8$ es el cambio de entalpía durante la transformación perlítica (Pandit, 2011) y $\sigma^{\alpha/\theta}$ es la energía de la interface ferrita/cementita. La relación usada entre el espacio interlamilar y el crítico $\lambda_p = 2\lambda_{cr}$ se obtiene a partir de la maximización de la velocidad de producción de entropía controlada por los modelos de difusión a través del volumen de austenita y de la interface (Pandit y Bhadeshia, 2011a). La velocidad de evolución de la fracción de perlita se puede calcular con (Catalina *et al.*, 2000):

$$\frac{df_p}{dt} = 2\pi R_p^2 N_p \frac{dR_p}{dt} \quad (27)$$

suponiendo un crecimiento de los granos de perlita con forma hemisférica. Otros detalles del modelo se pueden encontrar en Celentano y Cruchaga (1999) donde también se presenta la formulación de elementos finitos.

3.3 Datos de la simulación

El espacio de tiempo utilizado para las simulaciones fue de 0.3 s, la malla usada para el cálculo mediante el método de elementos finitos estaba compuesta de 3200 elementos y se puede ver en la Figura 2. Las simulaciones se hicieron en forma individual para cada aleación (Tabla 1) y la temperatura inicial del molde se supuso igual a la ambiental (Tabla 2). Debido a los cortos tiempos involucrados en el llenado de los moldes, éste se consideró instantáneo, lo que implica que no había gradientes de temperatura en la fundición o el molde al comienzo de las simulaciones.

Las variables termodinámicas, las concentraciones de carbono y los coeficientes de difusión utilizados en las simulaciones se pueden encontrar en Urrutia *et al.* (2013) junto con las propiedades termofísicas y microestructurales.

Las principales diferencias entre el modelo de solidificación presentado y el de Celentano *et al.* (2005) del cual fue derivado, es el modelo de la transformación proeutéctica. En aquel trabajo el modelo se hace para una fundición gris, pero de composición hipoeutéctica, en el cual la primera fase que nuclea en la zona proeutéctica es la austenita primaria. A diferencia de este trabajo, en que la primera fase en nuclear es el grafito debido a la composición hipereutéctica usada. Otra contribución de este trabajo es la incorporación de un modelo eutectoide que no se incluyó en el trabajo de Celentano *et al.* (2005). El modelo eutectoide describe los cambios de fase que ocurren durante la transformación en estado sólido. Además de esto, el modelo presentado calcula la información morfológica del eutéctico gris laminar

(i.e. la distancia interlaminar y el grosor de las láminas), necesaria para modelar la transformación en estado sólido.

4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN

Primero se analizarán las curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente, éstas son presentadas en la [Figura 3](#) y se puede observar que, para las dos aleaciones con mayor temperatura de colada (Aleaciones 1 y 2), ocurre un arresto de temperatura que no aparece en el resto de las aleaciones, este arresto ocurre cercano a la temperatura eutéctica y antes de que se produzca el máximo subenfriamiento. Este efecto no puede ser explicado considerando la composición por sí sola, ya que la cuarta aleación no presenta este arresto teniendo prácticamente la misma composición que la primera. Otros autores también han observado dichos arrestos y algunas teorías son discutidas brevemente a continuación. En primer lugar, a pesar de que [Labrecque y Gagné \(2000\)](#) asociaron este fenómeno con el crecimiento de grafito primario, esta teoría es descartable como la causante de este efecto, ya que el arresto producido debería ser mucho menor que el presentado por las curvas ([Chaudhari et al., 1974](#)), además una de estas aleaciones (Aleación 1) al tener una composición casi eutéctica no debería formar grafito primario. [Rivera et al. \(2005\)](#) reportaron que algunos autores como [Rickert y Engler \(1984\)](#), [Fredriksson y Svensson \(1985\)](#) y [Roviglione y Bolini \(1997\)](#) proponen mecanismos de solidificación que descartan la presencia de austenita primaria en las composiciones eutécticas e hipereutécticas, pero por otro lado hay otros autores como [Hillert \(2005\)](#), [Rivera et al. \(2008\)](#) y [Pedersen et al. \(2006\)](#) que reportan la presencia de austenita primaria en composiciones eutécticas e incluso hipereutécticas. Esta presencia de austenita podría ser explicada por el mecanismo de solidificación fuera del equilibrio presentado por [Jiyang \(2009\)](#) para composiciones hipereutécticas, donde las dendritas de austenita nuclean en el líquido subenfriado, antes de que nucleee el eutéctico. [Van de Velde \(2004\)](#) reportó que los arrestos de temperatura podrían estar relacionados con el contenido de oxígeno presente en la atmósfera cercana a la fundición y en la misma fundición ([Henschel y Heine, 1971](#)). [Delvasto et al. \(2011\)](#) observaron que si la fundición es sobrecalentada a una temperatura cercana a cierta temperatura crítica, las curvas de enfriamiento presentan algunas anomalías durante la solidificación. Tomando todo esto en consideración, es probable que el arresto de temperatura haya sido causado por la aparición de austenita, cuya nucleación fue causada por el sobrecalentamiento de la fundición. Sin embargo, debido a la falta de consenso entre las distintas teorías, ninguno de los mecanismos nombrados fue incorporado en el presente modelo. Por consecuencia, el modelo no toma en cuenta este fenómeno.

La tercera aleación no fue considerada en las simulaciones debido a su similitud con la quinta. Además, al combinar las dos temperaturas de colada con las dos diferentes composiciones, los cuatro escenarios posibles son simulados. Los primeros resultados de las simulaciones se presentan desde la [Figura 4](#) a la [Figura 7](#), donde se muestra la evolución térmica al centro de cada aleación y se comparan las curvas de enfriamiento experimentales y numéricas.

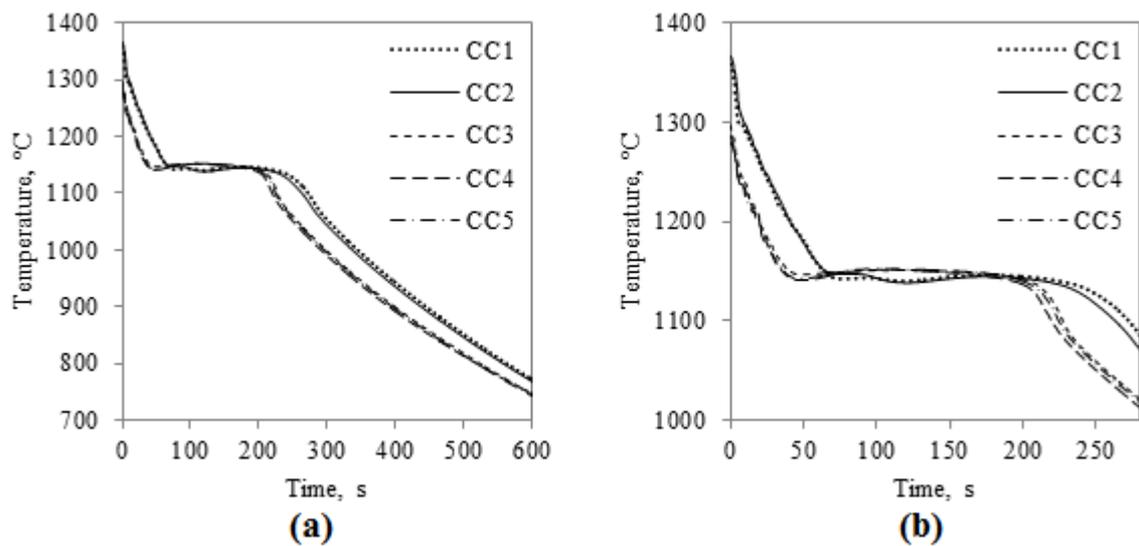


Figura 3: Curvas de enfriamiento experimentales de las cinco aleaciones (a) y una vista ampliada (b).

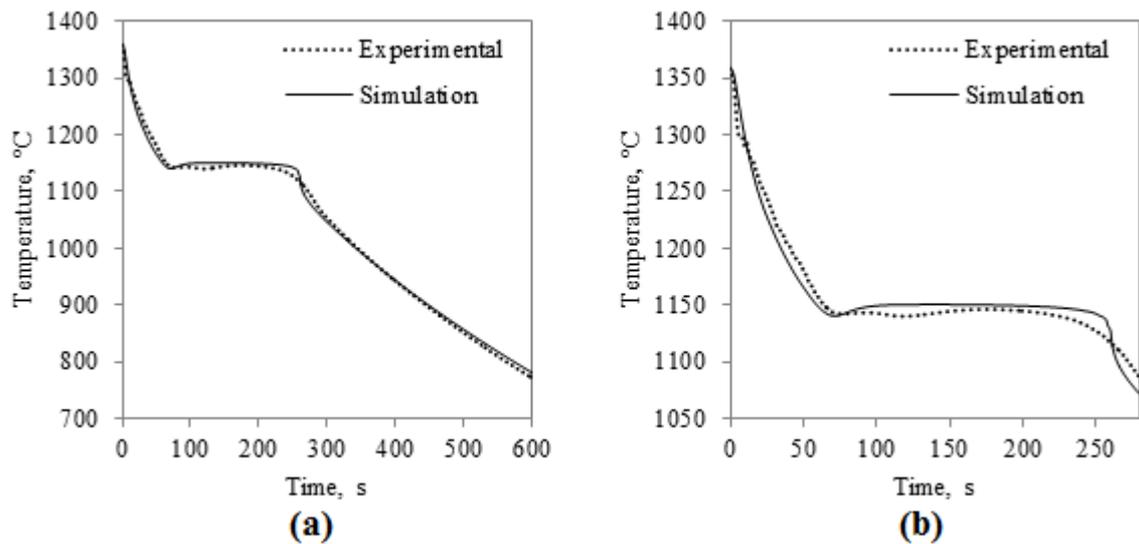


Figura 4: Curvas de enfriamiento experimental y numérica para la primera aleación (a) y una vista ampliada (b).

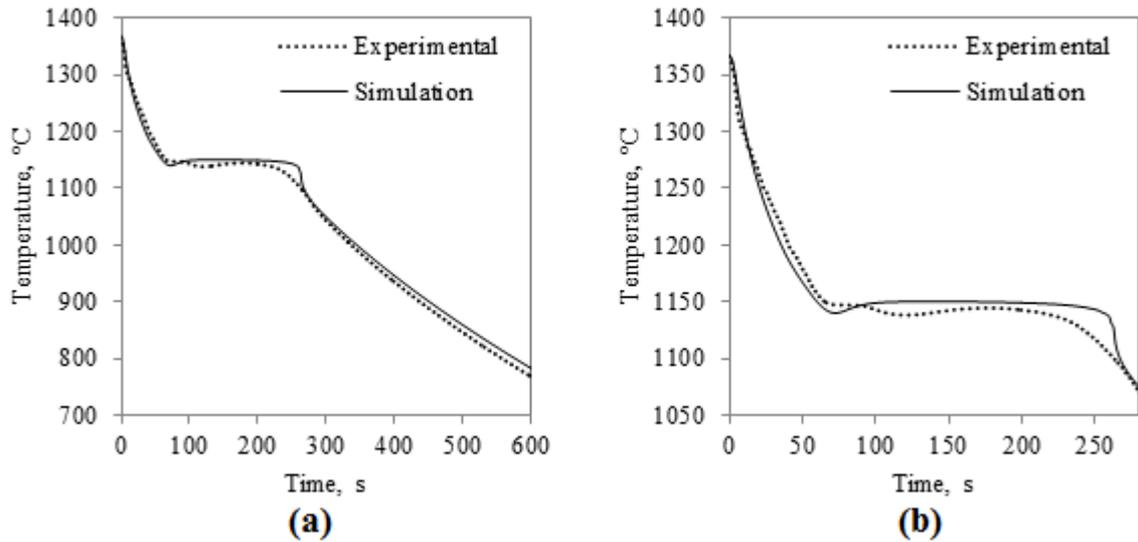


Figura 5: Curvas de enfriamiento experimental y numérica para la segunda aleación (a) y una vista ampliada (b).

Como se esperaba, las simulaciones para las Aleaciones 1 y 2 (Figura 4 y Figura 5) no capturan el arresto de temperatura discutido anteriormente, pero aparte de este fenómeno el comportamiento de la solidificación es bien replicado por el modelo. Junto con esto, las curvas experimentales y numéricas para el resto de las aleaciones se ajustan bastante bien, donde la mayor discrepancia entre ambas ocurre al final de la solidificación.

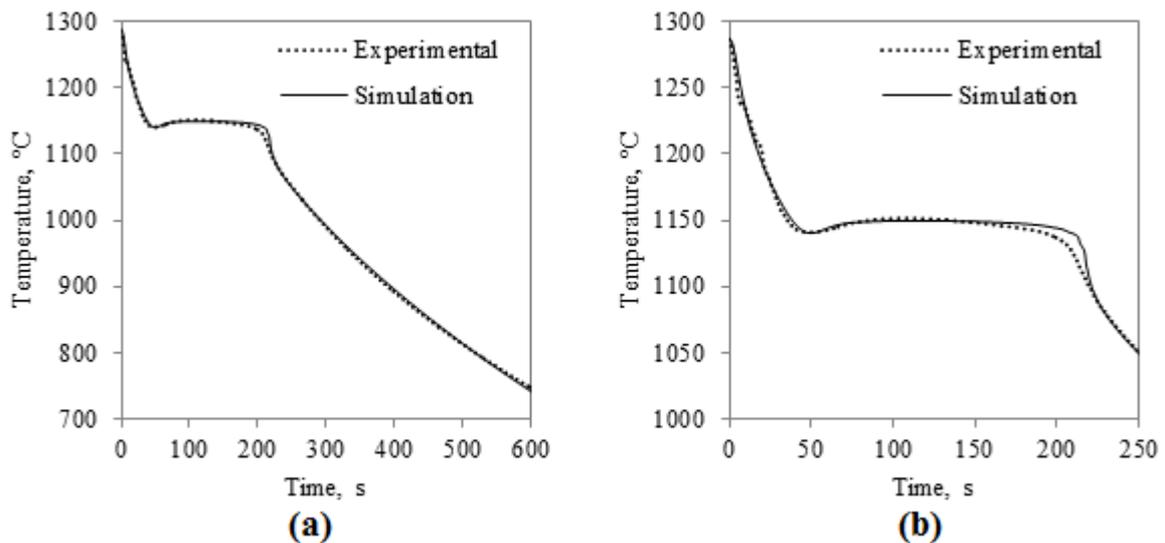


Figura 6: Curvas de enfriamiento experimental y numérica para la cuarta aleación (a) y una vista ampliada (b).

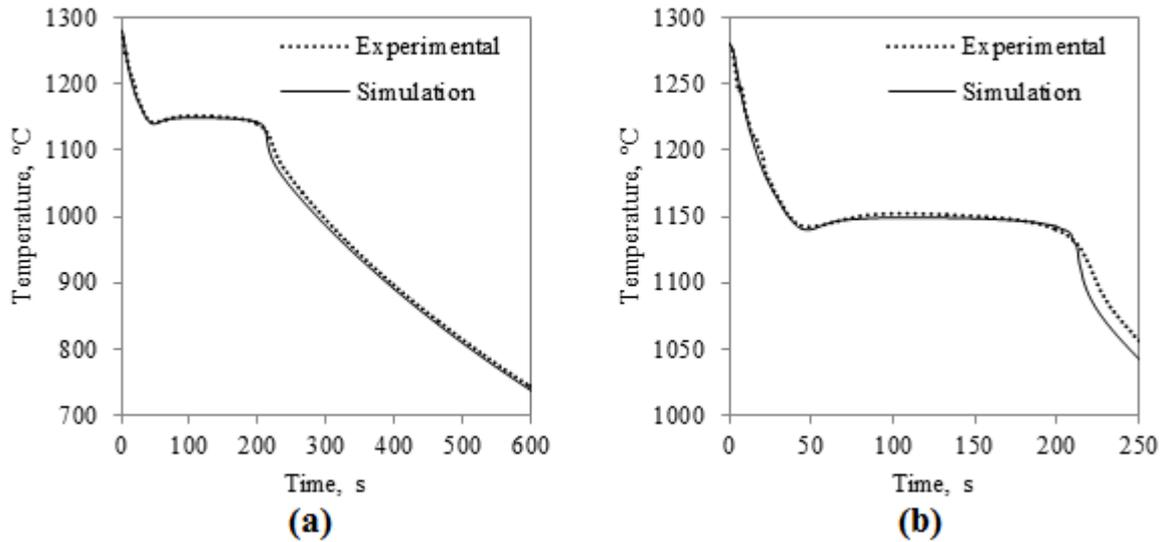


Figura 7: Curvas de enfriamiento experimental y numérica para la quinta aleación (a) y una vista ampliada (b).

Los resultados térmicos obtenidos a partir de las curvas de enfriamiento son presentados desde la [Tabla 3](#) a la [Tabla 6](#). Vale la pena destacar que los resultados numéricos obtenidos son muy parecidos a los experimentales en la mayoría de los casos (a excepción de los resultados afectados por los arrestos de temperatura discutidos anteriormente). Por lo tanto, un alto grado de confianza se puede asociar a los valores obtenidos para los parámetros térmicos. Se puede observar además, en los resultados numéricos, que la solidificación termina ligeramente antes de lo debido; hecho predecible considerando que el efecto de interferencia entre granos no fue incluido en el modelo de transformación eutéctica.

Aleación 1	Simulación		Experimental	
	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)
Liquidus	1232	24	1217	33
Comienzo del eutéctico	1161	53	1160	58
Subenfriamiento del eutéctico	1140	72	1140	118
Recalescencia del eutéctico	1150	138	1146	175
Fin de la solidificación	1116	261	1086	280
Subenfriamiento máximo	20.1	—	20.0	—

Tabla 3: Resultados térmicos experimentales y numéricos para la primera aleación.

Aleación 2	Simulación		Experimental	
	T (°C)	t (s)	T (°C)	t (s)
Liquidus	1186	41	1198	41
Comienzo del eutéctico	1160	54	1166	55
Subenfriamiento del eutéctico	1140	73	1138	120
Recalescencia del eutéctico	1150	140	1145	174
Fin de la solidificación	1117	263	1082	274
Subenfriamiento máximo	19.9	—	27.9	—

Tabla 4: Resultados térmicos experimentales y numéricos para la segunda aleación.

Aleación 4	Simulación		Experimental	
	$T(^{\circ}\text{C})$	$t(\text{s})$	$T(^{\circ}\text{C})$	$t(\text{s})$
Liquidus	1215	14	1229	11
Comienzo del eutéctico	1159	34	1160	30
Subenfriamiento del eutéctico	1140	51	1141	48
Recalescencia del eutéctico	1150	106	1152	109
Fin de la solidificación	1108	219	1103	218
Subenfriamiento máximo	19.0	–	19.1	–

Tabla 5: Resultados térmicos experimentales y numéricos para la cuarta aleación.

Aleación 5	Simulación		Experimental	
	$T(^{\circ}\text{C})$	$t(\text{s})$	$T(^{\circ}\text{C})$	$t(\text{s})$
Liquidus	1178	23	1180	23
Comienzo del eutéctico	1160	31	1159	32
Subenfriamiento del eutéctico	1140	48	1142	48
Recalescencia del eutéctico	1149	109	1152	106
Fin de la solidificación	1108	215	1105	223
Subenfriamiento máximo	20.2	–	16.7	–

Tabla 6: Resultados térmicos experimentales y numéricos para la quinta aleación.

De los resultados experimentales, la segunda aleación tiene la mayor temperatura de colada y presenta el mayor subenfriamiento, al contrario de la quinta aleación que tiene la menor temperatura de colada y a su vez el menor subenfriamiento. Estas observaciones en la relación temperatura de colada–subenfriamiento satisfacen la correlación reportada por [Edalati et al. \(2005\)](#). Sin embargo, esta tendencia no se observa en los resultados del modelo.

El efecto causado por la transformación eutécticoide en la curva de enfriamiento, al centro de la cuarta aleación, es presentado en la [Figura 8](#). Los resultados muestran una buena concordancia entre las curvas de enfriamiento simuladas y las experimentales.

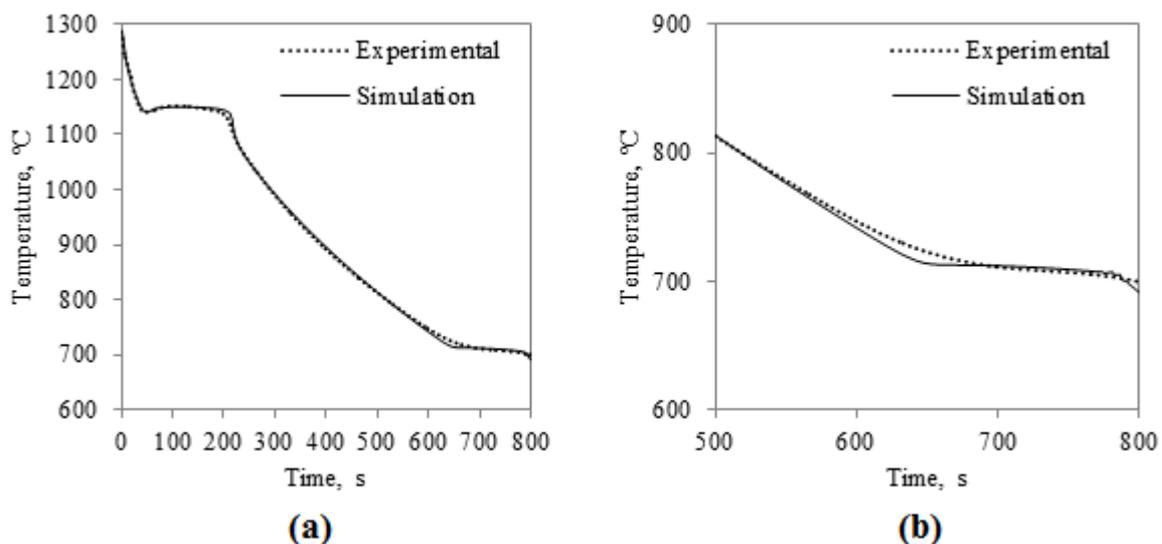


Figura 8: Curvas de enfriamiento experimental y numérica para la cuarta aleación incluyendo la transformación eutécticoide (a) y una vista ampliada (b).

Enfocándonos ahora en los aspectos microestructurales, y en primer lugar en los tipos de eutéctico capaces de formarse en la fundición gris, uno podría esperar la ausencia de eutéctico

blanco, basándose en las bajas velocidades de enfriamiento (Magnin y Kurz, 1988) causadas por la baja conductividad térmica del material del molde. En efecto, se confirmó la ausencia de eutéctico blanco tanto en los resultados experimentales como en los numéricos, proporcionando un buen grado de confianza en las simulaciones. Además de las bajas velocidades de enfriamiento y la lenta nucleación del eutéctico blanco (Fraś *et al.*, 2005), el que éste no se haya formado en estos experimentos fue ayudado por la composición, donde un alto contenido de Si (un buen agente grafitizante (Khalil-Allafi y Amin-Ahmadi, 2011)) se encontró presente junto con sólo trazas de estabilizadores de carburo como el Cr, V y Mo (*i.e.* menor a 0.05 %), a excepción del Mn (1.32 %, Tabla 1) que actúa como un elemento formador de carburos, pero sólo cuando su contenido excede los 3.5 % (Roula y Kosnikov, 2008).

En la Figura 9 se muestran micrografías tomadas sin atacar y atacada con Nital al 2 %. En estas se pueden observar las láminas de grafito rodeadas de una matriz ferro-perlítica, esta morfología del grafito es característica de las fundiciones grises en ausencia de elementos capaces de producir la nodularización (Roviglione y Heremida, 2004), al igual como ocurre en este caso en que el Mg, elemento altamente nodularizante (Baranov y Baranov, 2006), se encuentra presente sólo en trazas y muy por debajo de la cantidad necesaria para cambiar la forma del grafito a nodular. En cambio el Si, elemento que promueve la morfología laminar (Sidjanin *et al.*, 1994) se encuentra en cantidades más abundantes. Si bien el Mn también se encuentra en cantidades significativas, éste no afecta la forma del grafito (Roula y Kosnikov, 2008).

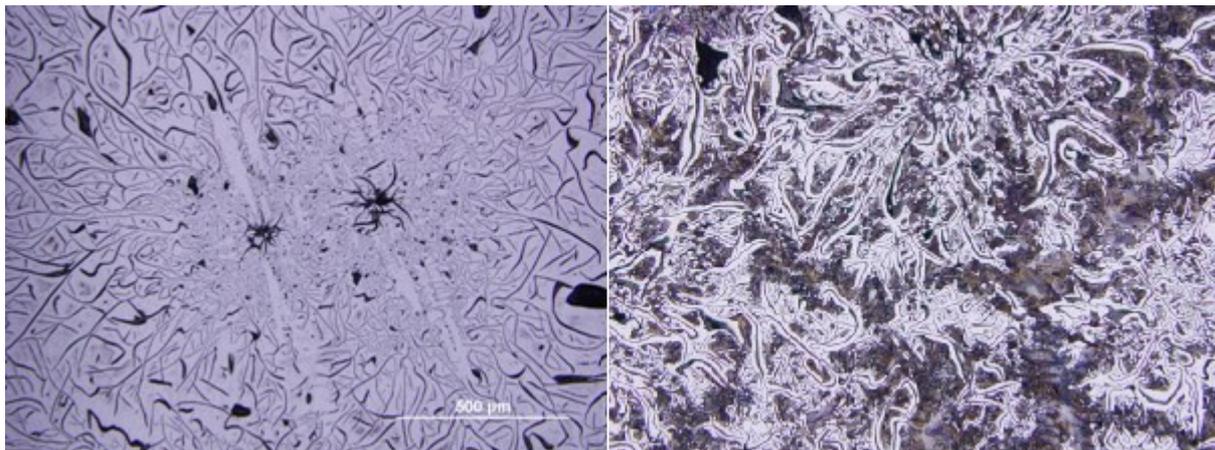


Figura 9: Micrografías (x100) de la cuarta aleación en la posición H3 sin atacar (izquierda) y en la posición H1 atacada con Nital al 2 % (derecha).

Los resultados de la simulación para la densidad y tamaño de los granos de ferrita, perlita y eutéctico gris, en la posición V6 de la cuarta aleación, son entregados en la Tabla 7 junto con el espacio interlaminar de grafito y su grosor. Además, en la Figura 10 y la Figura 11 se presenta la evolución de estos resultados en el tiempo, los que están dentro de los rangos esperados. La fracción de grafito primario obtenida a través de las simulaciones es menor a 0.1 %, por lo que puede considerarse despreciable, resultado que se explica por tratarse de composiciones bastante cercanas al eutéctico. Hillert (2005) reportó que para obtener una cantidad considerable de grafito primario era necesario al menos un $CE = 5.0$ %. El cálculo de grafito primario se basa en el ajuste de las curvas de enfriamiento, bajo la premisa de que éstas se ven afectadas por el calor latente liberado durante la solidificación del grafito proeutéctico. Sin embargo, Çetin y Kalkanli (2005) notaron que este método, a pesar de ser bastante preciso para la reacción eutéctica, no lo es tanto para el cálculo del grafito primario.

La explicación a esto podría ser que al momento en que las partículas de grafito primario comienzan a nuclear, el flujo provocado por la convección comienza a transportarlas hacia la parte superior (Stefanescu *et al.*, 1986) debido a su menor densidad respecto del líquido, por lo que durante este proceso, también conocido como flotación, algunas partículas permanecen en la superficie del líquido mientras que otras son expulsadas hacia la atmósfera (Morrogh, 1955). Es por esto que el efecto del calor latente capturado por la termocupla no es tan preciso como el del grano eutéctico, ya que este último no se ve afectado por el fenómeno de flotación (Mampaey, 1997). A pesar de esto, al no haber disponible un método mejor para estimar la fracción de grafito primario, este sencillo método adoptado en el presente trabajo puede ser considerado como una aproximación razonable para este propósito.

Aleación 4 – Posición V6	Radio (μm)	Densidad (núcleos/ mm^3)
Eutéctico gris	646.1	0.885
Ferrita	12.2	164708
Perlita	16.4	32264
Espacio interlaminar del grafito (μm)		29.2
Grosor de las láminas de grafito (μm)		2.4

Tabla 7: Resultados numéricos de la cuarta aleación para la posición V6.

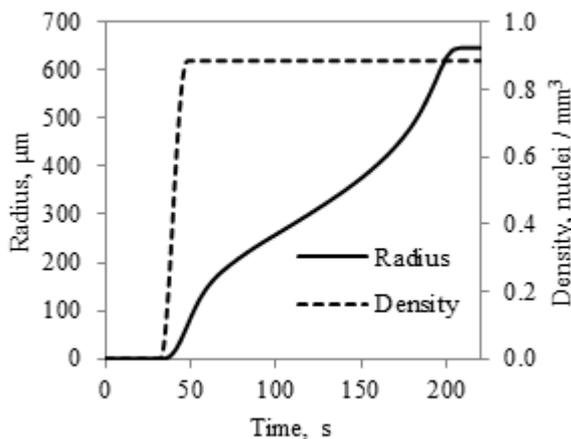


Figura 10: Evolución del radio y la densidad del eutéctico gris simulados para la cuarta aleación.

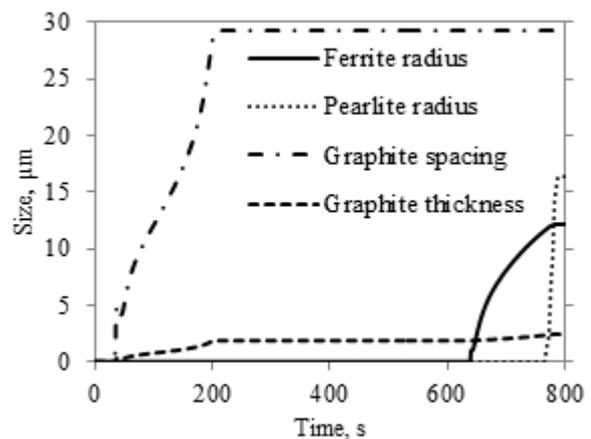


Figura 11: Simulación de la cuarta aleación para los radios de ferrita y perlita, además del espacio interlaminar del grafito y su grosor.

Las fracciones simuladas de grafito, ferrita y perlita en la posición V6 son comparadas para las distintas aleaciones en la Tabla 8. Las composiciones ligeramente hipereutécticas (Aleaciones 1 y 4) tienen una mayor cantidad de ferrita que las casi eutécticas (Aleaciones 2 y 5). La evolución en el tiempo y temperatura de las distintas fracciones, en la posición V6 de la cuarta aleación, se presentan en la Figura 12. Ocurre un crecimiento competitivo entre la ferrita y la perlita, donde el Si promueve la formación de la primera (Basso *et al.*, 2012) mientras que el Mn promueve la formación de perlita (Vadiraj *et al.*, 2011). En el modelo de transformación de perlita, el efecto del Mn y el Si no fueron considerados. Se puede observar que la velocidad de crecimiento de la perlita es mayor que la de la ferrita, además de que su crecimiento comenzó cuando la fracción de ferrita ya estaba cerca de alcanzar su máximo valor. El rápido crecimiento de la perlita es causado por la difusión de corto alcance que ocurre entre las láminas de ferrita y cementita que conforman la perlita. A pesar de que el Mn

promueve la perlita, este elemento reduce su velocidad de crecimiento, ya que la difusividad de un soluto sustitucional como el Mn es mucho menor que la de un soluto intersticial como el C. Además, como el mecanismo de difusión del Mn ocurre a lo largo de la interface de la perlita, el flujo de C a lo largo de ésta disminuye y, en consecuencia, la velocidad de crecimiento también (Pandit y Bhadeshia, 2011b). Por lo tanto, como las aleaciones contienen una cantidad considerable de Mn, la velocidad de crecimiento real de la perlita puede estar sobreestimada, pero aún así, se espera que ésta sea mayor que la de ferrita. Además de esto, a pesar de que el Si se encuentra en mayores cantidades que el Mn, su efecto en la velocidad de crecimiento de la perlita, por las razones explicadas anteriormente, es despreciable al compararlo con el efecto causado por el Mn cuando la transformación eutectoide ocurre, como en este caso, sobre los 700 °C (Catalina *et al.*, 2000).

Aleación	Composición	Grafito (%)	Ferrita (%)	Perlita (%)
1	Hipereutéctica	8.3	63.1	28.6
2	Casi-eutéctica	8.1	51.0	40.9
4	Hipereutéctica	8.4	62.0	29.6
5	Casi-eutéctica	8.2	54.1	37.6

Tabla 8: Fracciones simuladas en la posición V6.

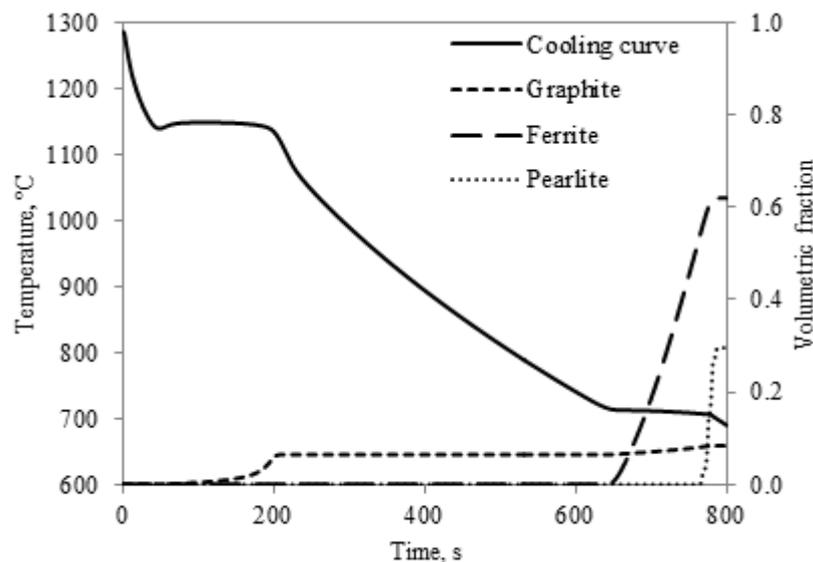


Figura 12: Evolución de las fracciones simuladas de la cuarta aleación.

En la Tabla 9 y la Figura 13 son comparados los resultados obtenidos mediante la simulación (Sim) de las fracciones volumétricas con las mediciones experimentales (Exp) en distintas posiciones de la cuarta aleación. Donde se puede observar un parecido razonable entre los resultados experimentales y los numéricos. Además se presentan los valores obtenidos, mediante la simulación, de las velocidades de enfriamiento (CR) durante el término de la solidificación y el comienzo de la transformación eutectoide. Al analizar los resultados entre todas las posiciones verticales, se puede observar que al aumentar la velocidad de enfriamiento, la fracción de perlita también lo hace y, en consiguiente, la de ferrita disminuye. Esto es esperable, ya que mientras mayor sea la velocidad de enfriamiento, menor es el tiempo que tienen los átomos de C para transportarse. Sin embargo, esta

tendencia no se observó entre las posiciones horizontales debido a la escasa diferencia entre sus velocidades de enfriamiento. Junto con esto, se puede observar en la [Figura 13\(a\)](#) que las fracciones simuladas de grafito son, en general, menores que las medidas experimentalmente, esto se explica porque el modelo no incluye la difusión de C hacia las láminas de grafito durante el término de la solidificación y el comienzo de la transformación eutectoide, este proceso de difusión debería incrementar la fracción de grafito simulada en un valor cercano al 3 % ([Carazo *et al.*, 2012b](#)), obteniéndose resultados más cercanos a los experimentales. De la [Figura 13\(b\)](#) y [Figura 13\(c\)](#) se puede observar que las fracciones de ferrita y perlita simuladas predicen de buena manera los resultados experimentales, y además para ambos casos la fracción de ferrita es, en general, mayor a la de perlita. Finalmente, tanto para los resultados térmicos como microestructurales se puede observar una semejanza razonable entre las predicciones numéricas y las mediciones experimentales.

Aleación 4 Posición	CR (°C/s)	Grafito (%)		Ferrita (%)		Perlita (%)	
	Sim	Exp	Sim	Exp	Sim	Exp	Sim
V1	0.802	16.8 ± 2.4	9.4	50.0 ± 8.6	65.1	33.2 ± 8.3	25.6
V2	0.791	14.5 ± 5.3	9.1	51.6 ± 1.8	57.9	33.9 ± 6.6	33.0
V3	0.840	12.8 ± 1.1	8.8	59.0 ± 6.7	61.0	28.2 ± 6.3	30.2
V4	0.853	11.3 ± 2.0	8.3	57.2 ± 6.0	49.5	31.5 ± 7.2	42.2
V5	0.857	12.2 ± 1.5	8.4	63.9 ± 3.3	55.7	23.9 ± 2.9	35.8
V6	0.844	14.3 ± 3.0	8.4	61.0 ± 7.5	62.0	24.7 ± 5.0	29.6
H1	0.851	13.7 ± 0.9	8.2	51.0 ± 3.5	59.0	35.3 ± 3.5	32.6
H2	0.851	9.8 ± 1.1	8.3	51.0 ± 5.5	59.1	39.2 ± 6.4	32.5
H3	0.847	9.9 ± 3.0	8.9	55.0 ± 3.6	56.5	35.1 ± 5.9	34.4
H4	0.842	8.4 ± 2.3	8.7	49.8 ± 1.0	51.7	41.9 ± 2.0	39.3
H5	0.848	11.2 ± 2.9	8.6	50.7 ± 3.2	58.1	38.1 ± 4.2	33.0

Tabla 9: Fracciones volumétricas en diferentes posiciones de la cuarta aleación.

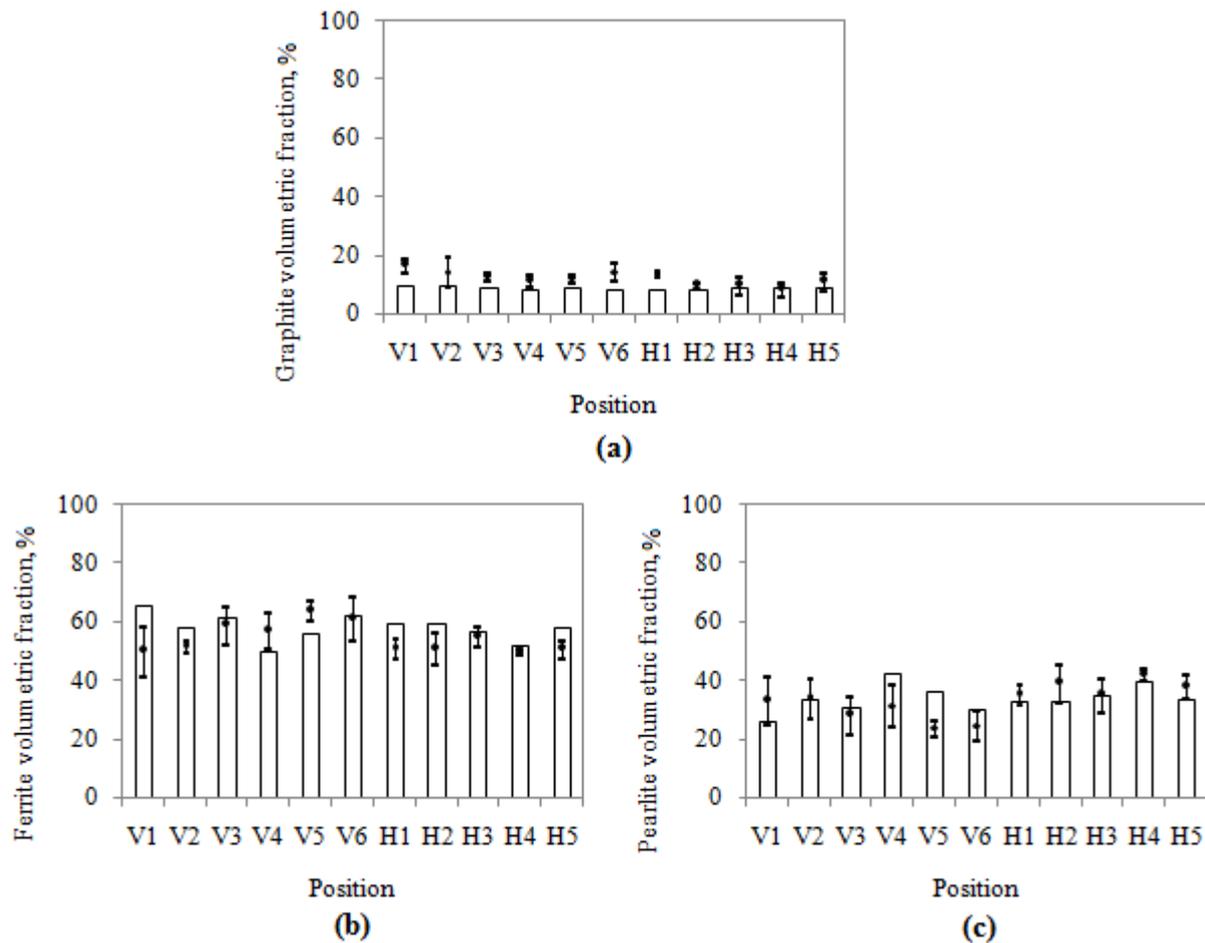


Figura 13: Fracciones de (a) grafito, (b) ferrita y (c) perlita en diferentes posiciones de la cuarta aleación: resultados numéricos y experimentales.

5 CONCLUSIONES

Un modelo multiescala térmico microestructural para la solidificación y transformación en estado sólido de una fundición gris con una composición hipereutéctica fue desarrollado. De las cinco aleaciones, las cuatro con distintas composiciones o temperaturas iniciales fueron usadas en las simulaciones. Los resultados obtenidos a partir de las simulaciones fueron: la evolución térmica; las temperaturas características con sus tiempos asociados; el subenfriamiento máximo; la densidad y tamaño de los granos de ferrita, perlita y eutéctico gris; el espacio laminar promedio del grafito y su grosor; y las fracciones volumétricas de grafito, ferrita y perlita.

Los resultados numéricos de las curvas de enfriamiento y las fracciones volumétricas fueron validados con las mediciones experimentales. Las dos aleaciones con mayor temperatura de colada mostraron un arresto de temperatura anterior al subenfriamiento máximo en las curvas de enfriamiento experimentales, efecto que no se repitió en el resto de las curvas. Aparte de este fenómeno, los resultados experimentales fueron muy bien previstos por las simulaciones. Además, se analizaron los motivos de la cantidad despreciable de grafito primario y de la ausencia del eutéctico blanco tanto en los resultados experimentales como los simulados.

Los resultados de las simulaciones para las fracciones volumétricas se encontraron dentro

de los límites esperados y fueron discutidos en términos de la velocidad de enfriamiento, además de los efectos de los diferentes elementos de aleación en la microestructura. A partir de estos resultados microestructurales es posible estimar las propiedades mecánicas de la fundición gris en un futuro trabajo.

AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el financiamiento proporcionado por FONDECYT (Proyecto No. 1130404) y CSIRO Minerals Down Under Flagship. Al Profesor D. Maijer (University of British Columbia) y a D. Molenaar (CSIRO) por sus comentarios sobre el trabajo. Y al programa experimental asociado a este trabajo llevado a cabo en la CSIRO Iron Foundry a través de D. Molenaar, T. Kilpatrick, B. Muldowney y B. Washington.

REFERENCIAS

- A Modern Casting Staff, 46th Census of World Casting Production. *Modern Casting*, 12:25-29, 2012.
- Alp, T., Wazzan, A.A. y Yilmaz, F., Microstructure-Property Relationships in Cast Irons. *The Arabian Journal for Science and Engineering*, 30(2B):163–175, 2005.
- Baranov, A.A. y Baranov, D.A., On the Modification of Graphitized Cast Iron. *The Physics of Metals and Metallography*, 102(4):384–390, 2006.
- Basso, A., Caldera, M., Rivera, G. y Sikora, J., High Silicon Ductile Iron: Possible Uses in the Production of Parts with “Dual Phase ADI” Microstructure. *ISIJ International*, 52(6):1130–1134, 2012.
- Capdevila, C., Caballero, F.G. y García de Andrés, C., Neural Network Model for Isothermal Pearlite Transformation. Part II: Growth Rate. *ISIJ International*, 45(2):238–247, 2005.
- Carazo, F.D., Dardati, P.M., Celentano, D.J. y Godoy, L.A., Thermo-Metallurgical Modeling of Nodular Cast Iron Cooling Process. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 43B(6):1579–1595, 2012a.
- Carazo, F.D., Dardati, P.M., Celentano, D.J. y Godoy, L.A., Modelado de las Transformaciones Difusionales de la Austenita Durante el Enfriamiento Continuo de una Fundición Nodular. *Mecánica Computacional*, 31(12):1909–1936, 2012b.
- Catalina, A.V. y Stefanescu, D.M., Lamellar Growth of Eutectic Equiaxed Grains. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 27A(12):4205–4210, 1996.
- Catalina, A., Guo, X., Stefanescu, D.M., Chuzhoy, L. y Pershing, M.A., Prediction of Room Temperature Microstructure and Mechanical Properties in Gray Iron Castings. *AFS Transactions*, 108:247–257, 2000.
- Catalina, A.V., Sen, S. y Stefanescu, D.M., A New Analytical Approach to Predict Spacing Selection in Lamellar and Rod Eutectic Systems. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34A(2):383–394, 2003.
- Celentano, D. y Cruchaga, M., A Thermally Coupled Flow Formulation with Microstructural Evolution for Hypoeutectic Cast-Iron Solidification. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 30B(4):731–744, 1999.
- Celentano, D.J., Cruchaga, M.A. y Schulz, B.J., Thermal Microstructural Analysis of Grey Cast Iron Solidification: Simulation and Experimental Validation. *International Journal of Cast Metals Research*, 18(4):237–247, 2005.
- Çetin, A. y Kalkanli, A., Evaluation of Latent Heat of Solidification of Grey Cast Iron From Cooling Curves. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 44(1):1–5, 2005.
- Chaudhari, M.D., Heine, R.W. y Loper Jr, C.R., Principles Involved in the Use of Cooling

- Curves in Ductile Iron Process Control. *AFS Transactions*, 82:431–440, 1974.
- Craig, D.B., Hornung, M.J. y McCluhan, T.K., En *ASM Metals Handbook Volume 15, Casting*. Metals Park, OH: ASM International, 2002.
- Delvasto, P., Vásquez, E., Sánchez, G., Torres, F. y Quintero Sayago, O., Enfriamiento de Líquido Hipereutéctico Fe-C-Si: Análisis de Datos Temperatura - Tiempo. *Revista del Instituto de Investigación de la Facultad de Ingeniería Geológica, Minera, Metalúrgica y Geográfica*, 14(28), 2011.
- Edalati, K., Akhlaghi, F. y Nili-Ahmadabadi, M., Influence of SiC and FeSi Addition on the Characteristics of Gray Cast Iron Melts Poured at Different Temperatures. *Journal of Materials Processing Technology*, 160(2):183–187, 2005.
- Fraš, E., Górný, M. y López, H.F., The Transition from Gray to White Cast Iron during Solidification: Part I. Theoretical Background. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 36A(11):3075–3082, 2005.
- Fredriksson, H. y Svensson, I.L., Computer Solidification of the Structure Formed During Solidification of Cast Iron. *MRS Proceedings*, 34:275, 1984.
- Goetsch, D.D. y Dantzig, J.A., Modeling Microstructure Development in Gray Cast Irons. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 25A(5):1063–1079, 1994.
- Guzik, E. y Kopyciński, D., Modeling Structure Parameters of Irregular Eutectic Growth: Modification of Magnin–Kurz Theory. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 37A(10):3057–3067, 2006.
- Hecht, R.L., Dinwiddie, R.B. y Wang, H., The Effect of Graphite Flake Morphology on the Thermal Diffusivity of Gray Cast Irons Used for Automotive Brake Discs. *Journal of Materials Science*, 34(19):4775–4781, 1999.
- Henschel, C. y Heine, R.W., Some Effects of Oxygen on the Solidification of Cast Irons. *AFS Cast Metals Research Journal*, 7:93–104, 1971.
- Hillert, M., Comments on “Eutectic Solidification of Gray Cast Iron”. *Scripta Materialia*, 52(3):249–250, 2005.
- Holmgren, D., Diószegi, A. y Svensson, I.L., Effects of Carbon Content and Solidification Rate on Thermal Conductivity of Grey Cast Iron. *China Foundry*, 4(3):210–214, 2007.
- Jabbari, M. y Hosseinzadeh, A., Numerical Modeling of Coupled Heat Transfer and Phase Transformation for Solidification of the Gray Cast Iron. *Computational Materials Science*, 68:160–165, 2013.
- Jackson, K.A. y Hunt, J.D., Lamellar and Rod Eutectic Growth. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 236:1129–1142, 1966.
- Jiyang, Z., Colour Metallography of Cast Iron. *China Foundry*, 6(1):57–69, 2009.
- Kapturkiewicz, W., Fraš, E. y Burelko, A.A., Modeling the Kinetics of Solidification of Cast Iron with Lamellar Graphite. *Archives of Metallurgy and Materials*, 54(2):369–380, 2009.
- Kermanpur, A., Mahmoudi, S. y Hajipour, A., Numerical Simulation of Metal Flow and Solidification in the Multi-cavity Casting Moulds of Automotive Components. *Journal of Materials Processing Technology*, 206(1-3):62–68, 2008.
- Khalil-Allafi, J. y Amin-Ahmadi, B., Influence of Mold Preheating and Silicon Content on Microstructure and Casting Properties of Ductile Iron in Permanent Mold. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 18(3):34–39, 2011.
- Kim, S., Cockcroft, S.L. y Omran, A.M., Optimization of the Process Parameters Affecting the Microstructures and Properties of Compacted Graphite Iron. *Journal of Alloys and Compounds*, 476(1):728–732, 2009a.
- Kim, S., Cockcroft, S.L., Omran, A.M. y Hwang, H., Mechanical, Wear and Heat Exposure

- Properties of Compacted Graphite Cast Iron at Elevated Temperatures. *Journal of Alloys and Compounds*, 487(1):253–257, 2009b.
- Koçak, Y., Engin, S., Büyük, U. y Maraşlı, N., The Influence of the Growth Rate on the Eutectic Spacings, Undercoolings and Microhardness of Directional Solidified Bismuth-lead Eutectic Alloy. *Current Applied Physics*, 13(3):587–593, 2013.
- Kumar, V. y Kumar, A., Simulation of Cooling Rate of Gray Cast Iron Casting in a Sand Mold and Its Experimental Validation. *Materials Science Forum*, 710:208–213, 2012.
- Labrecque, C. y Gagné, M., Development of Carbide-Free Thin-Wall Ductile Iron Castings. *AFS Transactions*, 108:31–38, 2000.
- Lacaze, J. y Gerval, V., Modeling of the Eutectoid Reaction in Spheroidal Graphite Fe-C-Si Alloys. *ISIJ International*, 38(7):714–722, 1998.
- Larrañaga, P. y Sertucha, J., Estudio Térmico y Estructural del Proceso de Solidificación de Fundiciones de Hierro con Grafito Laminar. *Revista de Metalurgia*, 46(4):370–380, 2010.
- Liu, X., Takamori, S. y Osawa, Y., The Effect of Aluminum Addition on the Damping Capacity of Cast Iron. *Journal of Materials Science*, 39(19):6097–6099, 2004.
- Magnin, P. y Kurz, W., An Analytical Model of Irregular Eutectic Growth and Its Application to Fe-C. *Acta Metallurgica*, 35(5):1119–1128, 1987.
- Magnin, P. y Kurz, W., Competitive Growth of Stable and Metastable Fe-C-X Eutectics: Part II. Mechanisms. *Metallurgical Transactions A*, 19(8):1965–1971, 1988.
- Maijer, D., Cockcroft, S.L. y Patt, W., Mathematical Modeling of Microstructural Development in Hypoeutectic Cast Iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A(8):2147–2158, 1999.
- Mampaey, F., Influence of Mould Filling and Natural Convection on the Solidification of Cast Iron. *Advanced Materials Research*, 4-5:73–88, 1997.
- Morrogh, H., Graphite Formation in Grey Cast Irons and Related Alloys. *BCIRA Journal of Research and Development*, 5:655–673, 1955.
- Oldfield, W.A., Quantitative Approach to Casting Solidification: Freezing of Cast Iron. *ASM Transactions*, 59:945–961, 1966.
- Pandit, A.S., *Theory of the Pearlite Transformation in Steels*. Ph.D. Thesis. University of Cambridge, U.K, 2011.
- Pandit, A.S. y Bhadeshia, H.K.D.H., Mixed Diffusion-controlled Growth of Pearlite in Binary Steel. *Proceedings of the Royal Society A*, 467(2126):508–521, 2011a.
- Pandit, A.S. y Bhadeshia, H.K.D.H., Diffusion-Controlled Growth of Pearlite in Ternary Steels. *Proceedings of the Royal Society A*, 467(2134):2948–2961, 2011b.
- Pedersen, K.M., Hattel, J.H. y Tiedje, N., Numerical Modelling of Thin-Walled Hypereutectic Ductile Cast Iron Parts. *Acta Materialia*, 54(19):5103–5114, 2006.
- Rickert, A. y Engler, S., Solidification Morphology of Cast Iron. *MRS Proceedings*, 34:164–174, 1984.
- Rivera, G.L., Boeri, R.E. y Sikora, J.A., Solidification of Gray Cast Iron. *Scripta Materialia*, 50(3):331–335, 2004.
- Rivera, G.L., Boeri, R.E. y Sikora, J.A., Reply to Comments on the Solidification of Gray Cast Iron. *Scripta Materialia*, 52(3):251–252, 2005.
- Rivera, G., Calvillo, P.R., Boeri, R., Houbaert, Y. y Sikora, J., Examination of the Solidification Macrostructure of Spheroidal and Flake Graphite Cast Irons Using DAAS and EBSD. *Materials Characterization*, 59(9):1342–1348, 2008.
- Roula, A. y Kosnikov, G.A., Manganese Distribution and Effect on Graphite Shape in Advanced Cast Irons. *Materials Letters*, 62(23):3796–3799, 2008.

- Roviglione, A.N. y Biloni, H., Unidirectional Solidification of Cast Iron: Morphological Changes of Graphite Due to In-Situ Modification. *Advanced Materials Research*, 4-5:369–376, 1997.
- Roviglione, A.N. y Hermida, J.D., From Flake to Nodular: A New Theory of Morphological Modification in Gray Cast Iron. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 35B(2):313–330, 2004.
- Shaha, S.K., Haque, M.M. y Maleque, M.A., Prediction of Heat Flow Through Sand Mould and its Verification on the Structure and Property of Gray Cast Iron. *International Journal of Mechanical and Materials Engineering*, 5(2):208–213, 2010.
- Sidjanin, L., Smallman, R.E. y Young, J.M., Electron Microstructure and Mechanical Properties of Silicon and Aluminium Ductile Irons. *Acta Metallurgica et Materialia*, 42(9):3149–3156, 1994.
- Stefanescu, D.M., Classification and Basic Metallurgy of Cast Iron., En *ASM Metals Handbook Volume 1, Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys*. Metals Park, OH: ASM International, p. 34, 2005.
- Stefanescu, D.M. y Kanetkar, C., En Srolovitz, D.J., *Computer Simulation of Microstructural Evolution*. Warrendale, PA: TMS, 171-188, 1986.
- Stefanescu, D.M., Curreri, P.A. y Fiske, M.R., Microstructural Variations Induced by Gravity Level During Directional Solidification of Near-Eutectic Iron-Carbon Type Alloys. *Metallurgical Transactions A*, 17A(17):1121–1130, 1986.
- Taha, M.A., El-Mahallawy, N.A., El-Sabbagh, A.M., El-Benawy, T. y Hadla, H.F., Prediction of Hypoeutectic Gray Iron Microstructure during Solidification and Solid Transformation Using Simple Fourier Model. *Key Engineering Materials*, 457:293–298, 2011.
- Urrutia, A., Celentano, D.J., Gunasegaram, D.R. y Deeva, N., Thermal Microstructural Simulation of Solidification and Eutectoid Transformation of Hypereutectic Gray Cast Iron. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Enviado, 2013.
- Vadiraj, A., Balachandran, G., Kamaraj, M. y Kazuya, E., Mechanical and Wear Behavior of Quenched and Tempered Alloyed Hypereutectic Gray Cast Iron. *Materials and Design*, 32(4):2438–2443, 2011.
- Van de Velde, C., *The Hypereutectic Region of the Iron-Carbon Diagram*. Recuperado en Agosto de 2012, de <http://www.ceesvandevelde.eu/hypereutectic.htm>, 2004.
- Venugopalan, D., A Kinetic Model of the $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Gr}$ Eutectoid Transformation in Spheroidal Graphite Cast Irons. *Metallurgical Transactions A*, 21A(3):913–918, 1990.