

SIMULACIÓN NUMÉRICA DEL PROCESO DE SOLIDIFICACIÓN DE LA FUNDICIÓN DÚCTIL

Patricia M. Dardati *, **Diego J. Celentano ****, **Luis A. Godoy ***** y **Roberto E. Boeri******

*Departamento Ingeniería Industrial, Facultad Regional Córdoba, Univ. Tecnológica Nacional.
Córdoba – Argentina. E-mail: pdardati@industrial.frc.utn.edu.ar

**Departamento de Ingeniería Mecánica, Universidad de Santiago de Chile.
Santiago de Chile – Chile. E-mail: dcelenta@lauca.usach.cl

***Departamento de Estructuras, Fac. Ciencias Exactas, Físicas y Naturales, Univ. Nac. de Córdoba.
Córdoba – Argentina. E-mail: lgodoy@com.uncor.edu

****INTEMA, Fac. Ingeniería, Universidad Nac. Mar del Plata
Mar del Plata – Argentina. E-mail: boeri@fi.mdp.edu.ar

Key words: finite elements, microstructure evolution, SG cast iron, solidification, thermal model

Abstract. *This paper reports on a thermo-micro structural model for the simulation of the process of solidification of an eutectic ductile cast iron. The thermal balance is written at a macroscopic level and takes into account both the structural component being cast and its mold. The resulting formulation is solved using the finite element method. Models of nucleation and growth represent the evolution of the microstructure, and the micro segregation of silicon is also considered. The numerical results are presented in terms of cooling curves and are compared with experimental values. Furthermore, the sensitivity of the model response with respect to changes in certain parameters, such as the cooling rate and nucleation constants, are performed. The differences between experimental and computational values are discussed and ways to improve the computational model are suggested.*

1. INTRODUCCIÓN

La fundición de grafito esferoidal o dúctil (“SG cast iron”) es de gran importancia en la industria metalúrgica y en diversas áreas de la ingeniería. Por sus propiedades mecánicas ha permitido reemplazar al acero fundido y al forjado en numerosas aplicaciones, disminuyendo así costos y complicaciones de producción. Tan pronto como se conoció que la estructura esferoidal del grafito podía obtenerse directamente durante la solidificación (“as-cast”) y sin necesidad de largos y costosos tratamientos térmicos posteriores a la solidificación de la fundición blanca, comenzaron los intentos por explicar el mecanismo de su formación y, actualmente, se han propuesto muchas teorías explicativas.

En la actualidad, si bien es generalizada la aceptación de que el grafito nuclea directamente en el líquido, para la explicación de la nucleación y crecimiento de la austenita la literatura muestra claramente dos líneas diferentes: la teoría uninodular, que propone el crecimiento de la austenita como una capa esférica envolviendo los nódulos de grafito y la teoría multinodular, que plantea la nucleación independiente de la austenita y el crecimiento dendrítico de la misma.

La mayoría de los trabajos de modelado de la solidificación de la fundición de grafito esferoidal responden a la teoría uninodular y, aunque cada vez es mayor la aceptación de la teoría multinodular, son pocos los investigadores que encaran su simulación.

Después de algunas primeras teorías que pronto fueron descartadas por la evidencia de pruebas experimentales, se propuso que los nódulos de grafito nuclean directamente en el líquido. Esta teoría, que en la actualidad es aceptada por la mayoría de los investigadores, dio origen a nuevas hipótesis sobre el desarrollo del proceso de solidificación de la fundición SG que, si bien difieren en algunos puntos, tales como la función de la austenita eutéctica y la austenita primaria o la microestructura de los nódulos de grafito, comparten conceptos esenciales que pueden ser resumidos, en forma general, en los siguientes postulados¹:

1. La austenita primaria se deposita hasta que el líquido alcanza la composición eutéctica.
2. El carbono cristaliza como grafito sobre ciertos núcleos que están presentes en el líquido.
3. La formación del grafito es independiente de cualquier otro componente.
4. La forma esférica es causada por influencias químicas o físicas sobre el crecimiento del cristal de grafito.
5. El crecimiento de los nódulos de grafito ocurre por deposición de carbono directamente desde el líquido o por difusión a través de una capa de austenita sólida que rodea al nódulo, o por una combinación de ambas.
6. La austenita eutéctica se deposita sobre la austenita primaria o alrededor de los nódulos existentes.

Los postulados mencionados, que descartan totalmente una posible naturaleza dendrítica de la austenita eutéctica, fueron aceptados por la mayoría de los investigadores durante muchos años. Sobre estas consideraciones se basan la mayoría de los modelos numéricos microestructurales publicados¹⁻¹⁰. En los mismos no se considera en ningún momento un crecimiento dendrítico de la austenita eutéctica, sino que su desarrollo se supone esférico recubriendo los nódulos de grafito. Esto simplifica enormemente el planteamiento numérico.

Sin embargo, la presencia de dendritas de austenita, aún en composiciones eutécticas e hipereutécticas, viene siendo observada desde hace años y ha dado origen a nuevas explicaciones de la solidificación de la fundición dúctil. Esas explicaciones mantienen como premisa que el grafito nuclea en el líquido y pueden agruparse en dos líneas principales:

- Las teorías que, con algunas variantes, consideran que la austenita eutéctica, al igual que la primaria, es de naturaleza dendrítica¹¹⁻¹⁹.
- Las teorías que, si bien admiten la presencia de dendritas de austenita en composiciones eutécticas e hipereutécticas, consideran que esa formación no corresponde a la verdadera austenita eutéctica, que es la que se forma como una esfera, encapsulando los nódulos de grafito (tal como sostiene la teoría tradicional). Dentro de esta segunda hipótesis la austenita dendrítica es llamada “off-eutectic” y se considera que puede producirse o no, dependiendo de las condiciones de solidificación^{20,21}.

Algunos investigadores clasifican las principales teorías sobre la solidificación de la fundición SG existentes en la actualidad en¹⁹:

- Teorías de carácter “ uninodular ” en las que la unidad de solidificación está constituida por un nódulo de grafito y su correspondiente envoltura de austenita.
- Teorías de carácter “ plurinodular ”, en las que se considera que cada unidad de solidificación contiene numerosas esferas de grafito.

La teoría plurinodular puede resumirse en los siguientes postulados¹⁴:

1. A la temperatura eutéctica, las dendritas de austenita y los esferoides de grafito nuclean independientemente en el líquido.
2. Se produce un crecimiento limitado de las esferas de grafito en contacto con el líquido.
3. Por flotación o convección los nódulos de grafito colisionan con las dendritas de austenita.
4. El grafito es encapsulado por la austenita inmediatamente después de establecer el contacto con las dendritas de austenita.
5. El crecimiento posterior del carbono ocurre por difusión del carbono a través de la envoltura de austenita.

La hipótesis plurinodular, al considerar el crecimiento de la fase austenita como dendrítico, complica notablemente la modelización numérica. Tal vez sea ésta la explicación de que, aún cuando cada vez se generaliza más la aceptación conceptual de dicha teoría, trabajos que tratan computacionalmente la solidificación de la fundición SG, publicados muy recientemente, todavía se basan en la teoría que sostiene que el desarrollo de la austenita es esférico alrededor del nódulo de grafito.

En este trabajo se utiliza un modelo de elementos finitos para la resolución de la ecuación de conducción del calor con generación de calor latente por cambio de fase. La formulación permite tener en cuenta la variación con la temperatura de las propiedades térmicas del material. El modelo macroscópico se acopla con un modelo a escala microscópica que simula la solidificación de la fundición dúctil. El análisis microestructural del proceso de solidificación responde a la teoría plurinodular y se realiza considerando leyes de nucleación y crecimiento para el grafito y la regla de la palanca para la austenita. Se tiene en cuenta además la microsegregación del silicio. El modelo computacional presentado servirá de base para implementar distintas formulaciones existentes y el posterior desarrollo de nuevas

simulaciones que superen inconvenientes de las anteriores y mejoren su aproximación a la realidad.

En la Sección 2 se presenta la formulación térmica-microestructural considerada. El modelo microestructural que simula la solidificación de la aleación es descrito en la Sección 3. En la Sección 4 se muestra la sensibilidad de los resultados obtenidos mediante el cálculo con respecto a algunos parámetros que definen el comportamiento de la microestructura. La comparación con las mediciones experimentales es el tema de la Sección 5. Finalmente se tratan las conclusiones en la Sección 6.

2. FORMULACIÓN TÉRMICA-MICROESTRUCTURAL

Los primeros trabajos orientados a modelar el fenómeno de solidificación han sido realizados desde un punto de vista macroscópico²².

Para considerar el enfriamiento de una pieza de fundición, si sólo se considera la propagación del calor por conducción, se puede expresar la ecuación de la energía de la siguiente forma:

$$\rho c \dot{T} = \nabla \cdot (k \cdot \nabla T) \quad (1)$$

siendo ρ la densidad, c el calor específico, k la conductividad, T la temperatura, ∇ el operador gradiente y el punto sobre una variable indica derivada temporal. Para esta ecuación deben considerarse además las correspondientes condiciones iniciales y de contorno.

Si el proceso de enfriamiento está acompañado de fenómenos de cambio de fase, es preciso agregar un término a la ecuación (1) de manera que se obtiene

$$\rho c \dot{T} + \rho L \dot{f}_{pc} = \nabla \cdot (k \cdot \nabla T) \quad (2)$$

donde L es el calor latente específico correspondiente al cambio de fase y f_{pc} es la función de cambio de fase ($0 \leq f_{pc} \leq 1$).

Para el caso del proceso de solidificación la función de cambio de fase f_{pc} viene dada por $1-f_s$, siendo f_s la fracción sólida. En el análisis puramente macroscópico del cambio de fase, f_{pc} es una función explícita de la temperatura, siendo esta última la única variable de estado independiente del problema. Para este caso es posible reemplazar a

$$\dot{f}_{pc} \quad \text{por} \quad \frac{\partial f_{pc}}{\partial T} \dot{T}$$

Estos tipos de análisis no pueden predecir parámetros microestructurales de las diferentes fases que se forman en la pieza que solidifica, tales como tamaño de grano, espaciamiento eutéctico o dentrítico, tipo de microestructura y porcentajes, etc. Todos estos aspectos sólo pueden ser tenidos en cuenta a través de la formulación de un modelo microscópico.

Los diferentes modelos microscópicos que se han formulado para tratar el problema de solidificación de metales, normalmente, no dan la función de cambio de fase en forma explícita, sino su variación temporal como función de las variaciones temporales de las

distintas variables de estado independientes. En problemas de solidificación equiaxial se puede escribir ²²:

$$\dot{f}_s = A_N \dot{N} + A_R \dot{r} \quad (3)$$

siendo N la densidad de nucleación, y r el radio promedio de grano (su derivada temporal es la velocidad de crecimiento).

Los distintos modelos difieren en las leyes adoptadas para la nucleación, que puede ser continua, simultánea, etc., y aquellas establecidas para el crecimiento de grano, que puede tener en cuenta o no la difusión del soluto, puede depender del sobreenfriamiento, etc. En la Sección 3 se describe el modelo microestructural considerado detallando la expresión de la fracción sólida y las leyes de evolución de la densidad de nucleación y el radio promedio de grano.

La presente formulación térmica-microestructural puede verse como la combinación de dos problemas diferentes e interdependientes: por un lado tenemos el “problema macroscópico” regido por la ecuación de la energía, y por otro lado el “problema microscópico” gobernado por el modelo microestructural. Evidentemente ambos problemas están fuertemente acoplados y, en general, presentan un grado alto de no linealidad.

La resolución de dicha formulación se realiza en forma numérica a través de una discretización espacio-temporal llevada a cabo en el contexto de los métodos de elementos y diferencias finitas, respectivamente ²². Los problemas macro y microscópico se resuelven en forma alternada en la misma discretización espacio-temporal a través de un esquema que conserva el grado de acoplamiento de la formulación ²².

3. MODELO MICROESTRUCTURAL DE LA FUNDICIÓN ESFEROIDAL

El modelo microestructural implementado simula la solidificación equiaxial estable de una fundición nodular de composición eutéctica. Se considera la microsegregación del silicio, lo que ocasiona la constante modificación de la composición del líquido. Se tiene en cuenta la interacción de los granos, que afecta la velocidad de crecimiento de los mismos, sobre todo en las etapas finales de la solidificación.

3.1 Composición en las interfases

Se analiza la solidificación de una fundición dúctil de composición eutéctica, es decir no se considera la aparición de austenita ni de grafito primario. Se tiene en cuenta la influencia del silicio considerando el diagrama de equilibrio ternario Fe-C-Si. Esto se logra usando un diagrama de equilibrio en dos dimensiones pero cuyas líneas de líquidus, sólidus y temperatura de equilibrio eutéctica están definidas por funciones que dependen del contenido de silicio (Si) y de carbono (C) en la fundición que solidifica de acuerdo a las expresiones ²³:

$$T_{AL} = 1569 - 97.3 \left(C + \frac{1}{4} Si \right)$$

$$T_{AS} = 1528 - 177.9(C + 0.18Si)$$

$$T_{GL} = 389.1 \left(C + \frac{1}{3} Si \right) - 503.2$$

$$T_E = 1154.6 + 6.5Si \quad (4)$$

El significado de las temperaturas T_{AL} , T_{AS} , T_{GL} y T_E , puede verse en el diagrama de equilibrio de la Figura 1.

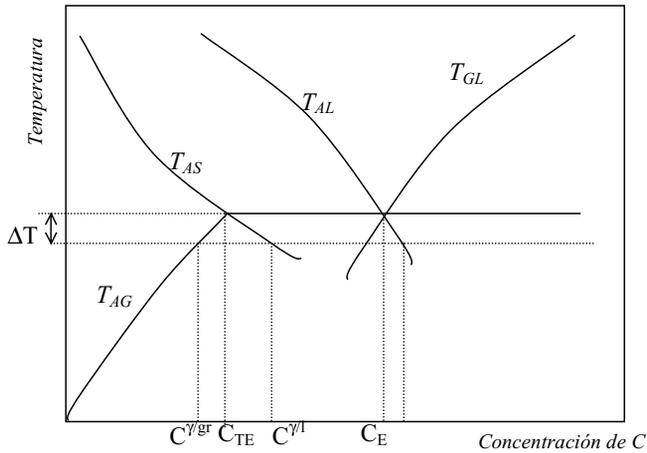


Figura 1: Esquema de la región eutéctica de un diagrama Fe-C-Si para un determinado porcentaje de Si.

Por intersección entre T_{AS} y T_E se obtiene el punto de máxima solubilidad de carbono en la austenita a temperatura eutéctica:

$$C_{TE} = 2.1 - 0.216Si \quad (5)$$

Por intersección entre T_{AL} y T_E se obtiene el contenido de carbono del eutéctico:

$$C_E = 4.26 - 0.317Si \quad (6)$$

De las ecuaciones anteriores se pueden despejar los porcentajes de carbono en la zona de la interfase correspondientes a cada fase y cada temperatura.

$$C^{\gamma/\gamma} = \frac{1}{97.3} (1569 - T - 24.32Si)$$

$$C^{\gamma/\alpha} = \frac{1}{177.9}(1528.4 - T - 32Si)$$

$$C^{\gamma/\text{gr}} = \frac{1}{389.1}(T - 129.7Si + 503.2) \quad (7)$$

Para la definición de la línea T_{AG} , que determina la variación de la solubilidad del carbono en la austenita en estado sólido, se ubica el punto de coordenadas 800 °C y 0.6 % C, el cual se considera como el punto eutéctico, y se lo une con el punto C_{TE} , obteniéndose:

$$C^{\gamma/\text{gr}} = \frac{(T - 1154.6 - 6.5Si)(1.5 - 0.216Si)}{(354.6 + 6.5Si)} + 2.1 - 0.216Si \quad (8)$$

Como se puede ver en el diagrama de la Figura 1, las curvas se hacen continuar por debajo de la temperatura eutéctica, de manera que si la temperatura baja por debajo de dicha temperatura y todavía sigue la solidificación, se tienen en cuenta esas prolongaciones para calcular las concentraciones de carbono de las distintas fases en las interfases. Esto quiere decir que se considera que, en las interfases, se cumplen las condiciones de equilibrio, aunque no sea así en el resto del volumen de la fundición.

3.2 Microsegregación

Contrariamente a lo que ocurre con los metales puros, en las aleaciones que solidifican el sólido que se forma tiene una composición diferente a la del líquido del cual está solidificando. Esto ocurre debido a que el proceso de cambio de fase de líquido a sólido no se da a una temperatura constante sino en un rango de temperaturas dentro del cual varían la composición del sólido y del líquido que se mantienen en equilibrio. Esto ocasiona que, al final del proceso, exista una distribución no uniforme del soluto en el sólido denominada segregación. En este trabajo se considera la microsegregación del silicio a través de un coeficiente de partición k_{si} que relaciona la concentración de silicio en el sólido y la concentración de soluto en el líquido, y de la ley de Scheil, que determina el porcentaje de soluto en el líquido suponiendo difusión nula en el sólido y composición uniforme en el líquido

$$Si = Si_0 (1 - f_s)^{k_{si}-1} \quad (9)$$

donde Si_0 es el porcentaje de silicio inicial y f_s es la fracción sólida.

3.3 Nucleación del grafito

Se utiliza una ley de nucleación continua exponencial ¹⁴:

$$\dot{N} = b\Delta T \exp\left(-\frac{c}{\Delta T}\right) \quad (10)$$

donde b y c son parámetros que dependen de la composición de la fundición y del tratamiento de inoculación a la que el líquido es sometido y $\Delta T = T_E - T$ es el sobreenfriamiento del líquido. Se considera que la nucleación se detiene cuando comienza la recalcificación, fenómeno que puede ocurrir si la velocidad de generación del calor latente por el cambio de fase es mayor a la de extracción de calor del elemento que solidifica.

De acuerdo a la ley propuesta la velocidad de nucleación se mantiene muy baja hasta que se alcanza un determinado subenfriamiento, llamado crítico, a partir del cual se produce un gran incremento en la velocidad de aparición de nuevos núdulos.

Para tener en cuenta que el líquido es cada vez menos y que por lo tanto son menores las posibilidades de nucleación, se multiplica por $(1-f_s)$, resultando ¹⁴:

$$\dot{N} = b\Delta T \exp\left(-\frac{c}{\Delta T}\right) (1 - f_s) \quad (11)$$

La nucleación continua da origen a núdulos que aparecen en distintos tiempos durante el enfriamiento, lo que ocasiona diferentes tamaños de grano al final de la solidificación. El almacenamiento de la distribución del tamaño de los núdulos se lleva a cabo a través de dos matrices, de las cuales una guarda el número de núdulos nucleados en cada paso de tiempo para cada punto y la otra guarda el tamaño que dichos núdulos van tomando a medida que se desarrolla el crecimiento de los mismos.

3.4 Crecimiento de los núdulos de grafito

Según el modelo propuesto la nucleación y la primera etapa de crecimiento de grafito se dan en contacto directo con el líquido. Posteriormente los núdulos son alcanzados y encapsulados por las dendritas de la austenita.

Para el crecimiento del grafito en contacto con el líquido se usa la ecuación de Zener de crecimiento de una partícula esférica aislada en una matriz de baja supersaturación, obteniendo para el presente caso ¹⁴:

$$r^2 = \frac{C^{l/\gamma} - C^{l/gr}}{C^{gr} - C^{l/gr}} \frac{\rho_l}{\rho_{gr}} D_C^l t \quad (12)$$

donde r es el radio de la esfera de grafito y t es el tiempo. Se supone que el crecimiento del grafito directamente en contacto con el líquido, se produce hasta que el núdulo tiene un tamaño de 6 μm . A partir de ese momento se supone que el grafito es alcanzado por un brazo de austenita y rodeado por esta, por lo que su crecimiento comienza a producirse por difusión del carbono desde el líquido hacia el grafito a través de la austenita.

Para el crecimiento del grafito en contacto con la austenita se parte de la fórmula utilizada por Su ², que plantea el crecimiento del grafito controlado por la difusión del carbono a través de la austenita en un proceso cuasi-estacionario y que responde a la teoría uninodular. La interacción entre los granos en crecimiento se tiene en cuenta a través del factor $(1 - f_s)^{2/3}$,

$$\dot{r} = \frac{(C^{\gamma/l} - C^{\gamma/gr}) \rho_{\gamma}}{(C^{gr} - C^{\gamma/gr}) \rho_{gr}} D_c^{\gamma} \frac{(1 - f_s)^{2/3}}{r \left(1 - \frac{r}{s}\right)} \quad (13)$$

donde s es el radio de la cápsula de austenita (ver Figura 2).

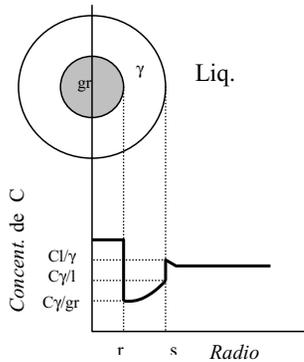


Figura 2: Distribución de la concentración de carbono en el nódulo de grafito y la cápsula de austenita.

En el presente trabajo, para tener en cuenta que según la teoría multinodular la austenita no es una envoltura esférica y, por lo tanto sólo las porciones más delgadas de la envoltura de austenita que separa al nódulo del líquido, contribuirán al crecimiento del grafito por difusión, se afecta la fórmula anterior por un factor 0.9 con lo cual se disminuye la velocidad de crecimiento (ver Figura 3).

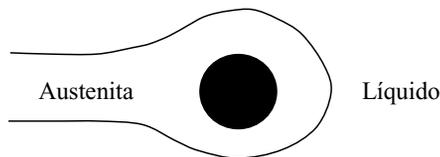


Figura 3: Nódulo de grafito envuelto por austenita.

Adicionalmente se supone que la relación entre el radio de la austenita y el del grafito es 1.89 (valor basado en observaciones experimentales¹⁴), con lo cual la fórmula de crecimiento resulta:

$$\dot{r} = 1.911 \frac{(C^{\gamma/l} - C^{\gamma/gr})}{(C^{gr} - C^{\gamma/gr})} \frac{\rho_{\gamma}}{\rho_{gr}} D_c^{\gamma} \frac{(1 - f_s)^{2/3}}{r} \quad (14)$$

En este modelo se considera que la relación entre la cantidad de austenita y la cantidad de grafito se mantiene constante, sin depender del sobreenfriamiento, y está dada por la regla de la palanca aplicada al eutéctico de equilibrio, resultando:

$$REAG(\%) = \frac{100 - C_E}{C_E - C_{TE}} \quad (15)$$

siendo la fracción de grafito en un determinado elemento de volumen

$$f_{gr} = \sum_1^k \frac{4}{3} \pi N_k r_k^3 \quad (16)$$

donde el valor de k es igual al número de radios de nódulos diferentes que existen en el elemento de volumen debido a que la nucleación no es instantánea.

La fracción de austenita se calcula en función de la de grafito como

$$f_{\gamma} = REAG f_{gr} \quad (17)$$

y la fracción sólida resulta:

$$f_s = f_{gr}(1 + REAG) \quad (18)$$

4. ANÁLISIS DE SENSIBILIDAD DEL MODELO MICROESTRUCTURAL

Se analiza la respuesta del modelo microestructural de nucleación y crecimiento a la variación de la velocidad de enfriamiento y de las constantes de nucleación b y c (ecuación 11). El cálculo se realiza para un único elemento de fundición, en el que el flujo de calor se considera unidireccional. La velocidad de extracción del calor se mantiene constante en cada cálculo.

4.1 Influencia del parámetro b

A medida que el valor de la constante b aumenta, en la Figura 4 se aprecia una disminución tanto del sobreenfriamiento como de la amplitud de la recalescencia. Este comportamiento de las curvas de enfriamiento resulta lógico, ya que al aumentar el número de nódulos que nuclean y comienzan a crecer, el calor latente que se genera equilibra más rápidamente el flujo de calor que se está extrayendo que, en este caso, es constante. La velocidad de solidificación no varía en forma apreciable tal como puede observarse en la Figura 5. Como era de esperarse, la cantidad de nódulos de grafito final en la Figura 6 (a) aumenta con el aumento del valor de la constante b , mientras que el máximo valor del radio que alcanzan los nódulos de grafito disminuye, tal como lo muestra la Figura 6 (b).

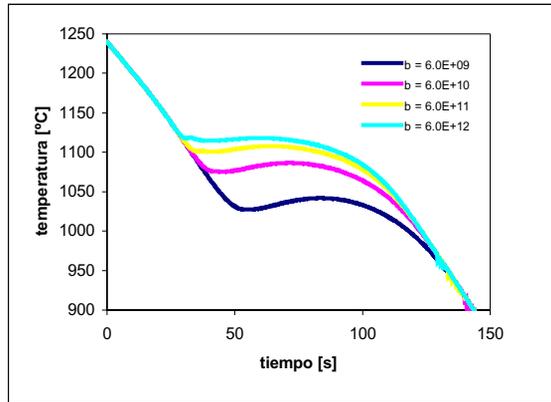


Figura 4: Curvas de enfriamiento para distintos valores de la constante de nucleación b .

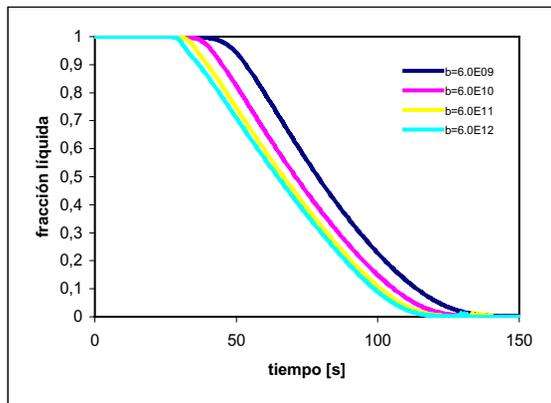


Figura 5: Evolución de la fracción líquida para distintos valores de la constante de nucleación b .

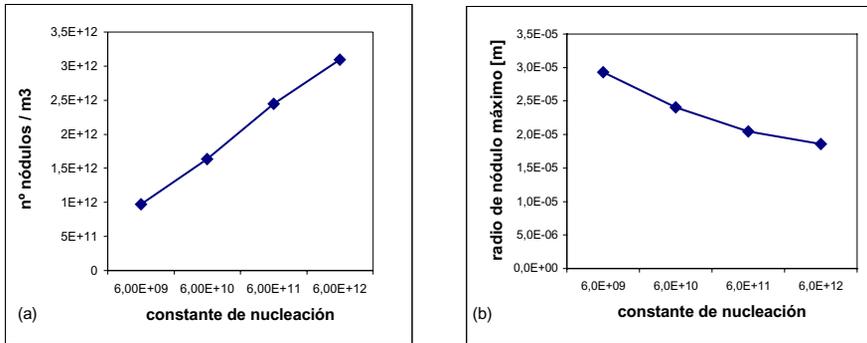


Figura 6: (a) Conteo nodular para distintos valores de la constante de nucleación b , (b) Máximo radio de nódulos para distintos valores de la constante de nucleación b .

4.2 Influencia del parámetro de nucleación c

El incremento de la constante de nucleación c produce un aumento del sobreenfriamiento y de la recalescencia, según puede verse en las curvas de enfriamiento de la Figura 7. Al variar c no se producen grandes cambios en el tiempo de solidificación, como se observa en la Figura 8. La Figura 9 (a) ilustra cómo un aumento del valor de la constante c incrementa el número final de nódulos por unidad de volumen. En Figura 9 (b) se aprecia que el radio máximo de las esferas de grafito aumenta a medida que aumenta la constante c , es decir a medida que disminuye el número total de nódulos.

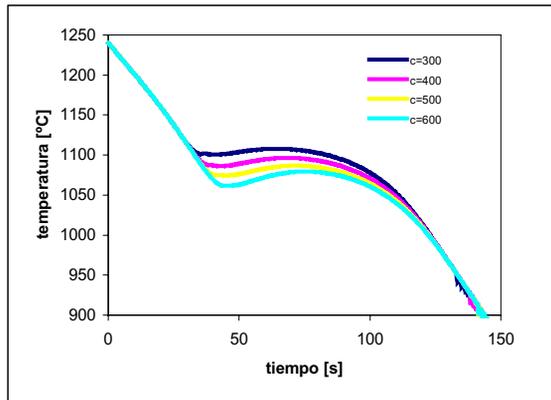


Figura 7: Curvas de enfriamiento para distintos valores de la constante de nucleación c .

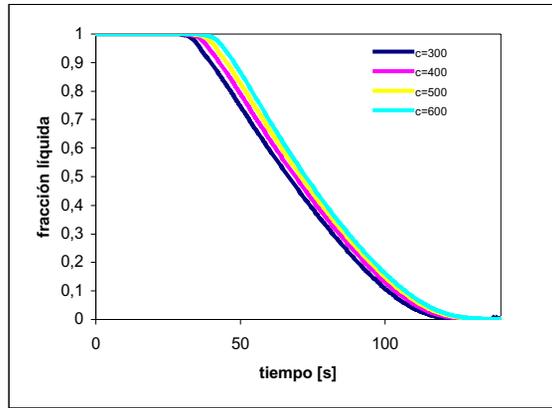


Figura 8: Evolución de la fracción líquida para distintos valores de la constante de nucleación c .

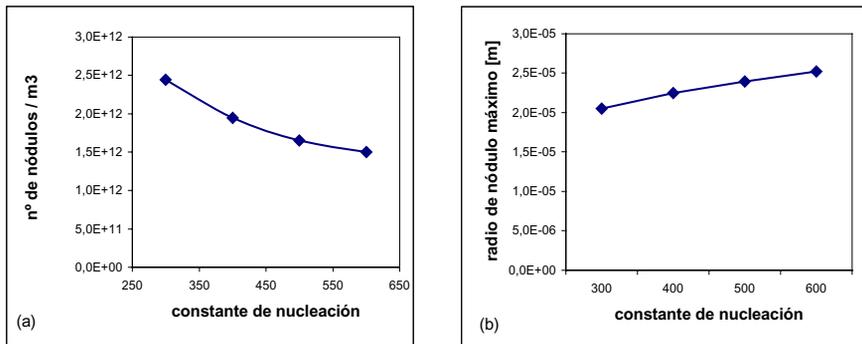


Figura 9: (a) Conteo nodular para distintos valores de la constante de nucleación c . (b) Máximo radio de nódulos para distintos valores de la constante de nucleación c .

4.3 Influencia de la velocidad de enfriamiento

La microestructura final de una fundición depende en gran medida de la velocidad de enfriamiento. Nótese que este efecto no se puede describir mediante un modelo macroscópico ya que el “camino de solidificación” dado por la curva f_s - T es único en este caso ²². En un caso real, la velocidad con que se enfría la fundición depende de la combinación de varios factores, tales como las características y tamaño del molde, las condiciones del ambiente, y la temperatura de colada, entre otros. En el presente cálculo, por su simplicidad, se varía la velocidad de enfriamiento directamente modificando la velocidad de extracción de calor q . En la Figura 10 se puede ver cómo al aumentar q aumenta la pendiente de las curvas de enfriamiento y disminuye la longitud de la meseta. El tiempo de solidificación se incrementa a

medida que disminuye q , tal como lo ilustra la Figura 11. La Figura 12 (a) muestra que al aumentar la velocidad de enfriamiento aumenta el número de nódulos por unidad de volumen y la Figura 12 (b) ilustra como disminuye el tamaño máximo de las esferas. Estas tendencias coinciden con resultados experimentales publicados¹⁹.

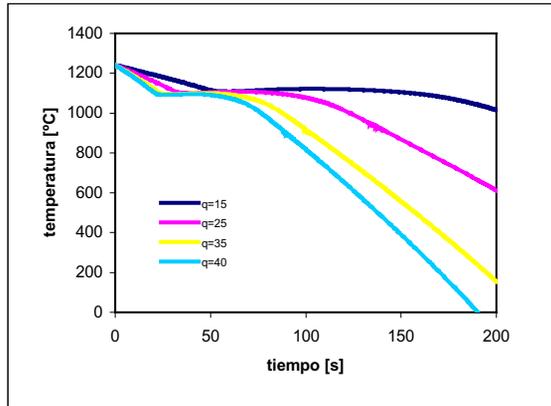


Figura 10: Curvas de enfriamiento para distintas velocidades de extracción del calor q .

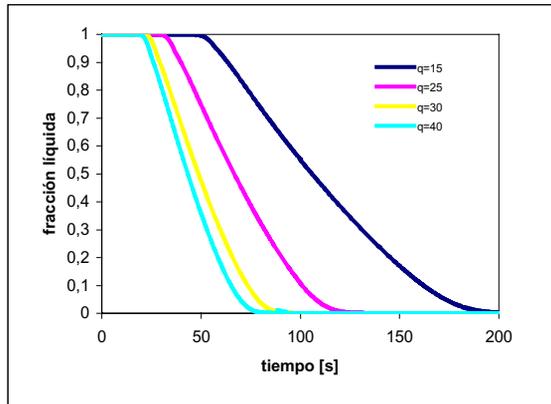


Figura 11: Evolución de la fracción líquida para distintas velocidades de extracción del calor q .

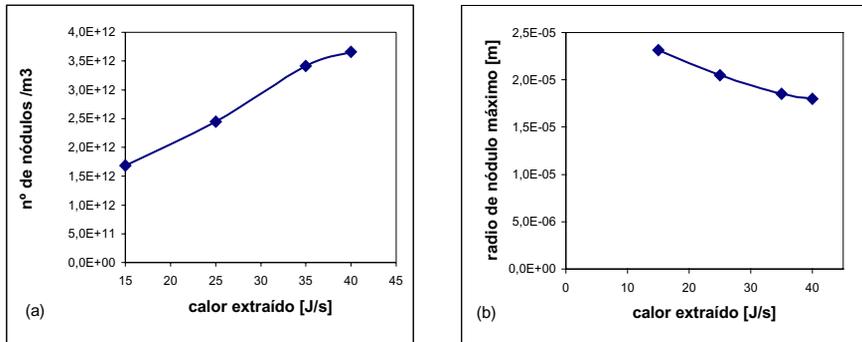


Figura 12: (a) Conteo nodular para distintas velocidades de extracción del calor q , (b) Máximo radio de nódulos para distintas velocidades de extracción del calor q .

5. COMPARACIÓN DE RESULTADOS EXPERIMENTALES CON RESULTADOS NUMÉRICOS

En esta sección se presenta la simulación del proceso de solidificación de una probeta cilíndrica de fundición dúctil con composición eutéctica colada en un molde de arena. Las dimensiones del sistema de fundición pueden verse en la Figura 13. Debido a la relación entre el largo y el ancho de la pieza, el flujo de calor en la parte central de la misma es esencialmente unidireccional en sentido radial, por lo que el cálculo se realiza utilizando elementos axilimétricos. Las propiedades de los materiales se detallan en la Tabla 1. Las curvas de enfriamiento resultantes del cálculo se comparan con las obtenidas experimentalmente por Boeri¹⁴. La medición de la temperatura se realizó en dos puntos de la parte central del cilindro, el primero ubicado en el eje de la probeta y el segundo situado en el borde de la misma, es decir, en el contorno exterior que enfrenta al molde.

En la Figura 14 pueden verse en línea continua las curvas de enfriamiento calculadas y en puntos las temperaturas medidas experimentalmente. Las curvas obtenidas mediante el cálculo presentan cualitativamente formas similares a las experimentales. Al igual que en el experimento, la curva del borde de la probeta presenta, al comienzo del enfriamiento, una pendiente más pronunciada que la de la curva que corresponde al punto ubicado en el eje de la pieza debido a las diferentes tasas de transferencia de calor que tienen dichos puntos. También se aprecia que, al igual que en las mediciones, la meseta de la curva del punto central es marcada mientras que ésta apenas se observa en el punto de la pared del cilindro. Al final del proceso, tanto las curvas resultantes de la medición como las calculadas, se acercan entre sí. Las diferencias más importantes se presentan al comienzo del proceso, hecho que podría deberse a que en el cálculo se supone que en el instante inicial el molde está totalmente lleno (llenado instantáneo) y la temperatura es uniforme en toda la probeta, condiciones que evidentemente se alejan de la realidad. Si bien la longitud de las mesetas que presentan las curvas de enfriamiento del punto del eje en el experimento y en el cálculo son similares, la temperatura del resultado numérico es mayor. Observando en forma global ambos pares de

curvas, puede apreciarse que los resultados se ajustarían mejor a las mediciones si se desplazaran las curvas experimentales hacia la izquierda lo cual puede sugerir una cierta inercia de las termocuplas utilizadas para la medición o algún desfase entre el comienzo de la medición del tiempo y el contacto del material con la termocupla. La Figura 15 muestra la variación de la fracción líquida con el tiempo. Como era de esperar, puede observarse que el punto de la probeta que está en contacto con el molde solidifica en un lapso menor que el punto central.

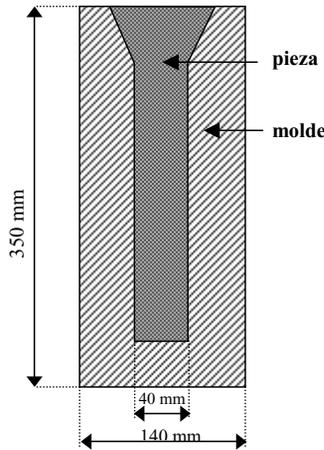


Figura 13: Esquema y dimensiones de la probeta.

FUNDICIÓN	
Conductividad [W/m°C]:	sólido = 29, pastoso = 20, líquido = 80
Densidad [kg/m ³]:	7000
Calor específico [kJ/kg °C]:	$cp = 0.61 + 1.214 \times 10^{-4} \times T$ para $777 \text{ °C} < T \leq 1130 \text{ °C}$ $cp = 0.915$ para $T > 1130 \text{ °C}$
Calor latente [kJ/kg]:	258
Coef. de difusión del carbono [m ² /s]:	en el líquido = 5.0×10^{-10} en la austenita = 9.0×10^{-11}
Constantes de nucleación:	$b = 4.0 \times 10^{13}$ $c = 340$
ARENA	
Conductividad [W/m°C]:	1.2
Densidad [kg/m ³]:	1700
Calor específico [kJ/kg °K]:	$cp = 0.782 + 5.71 \times 10^{-4} \times T - 1.88 \times 10^{-4} \times T^{-2}$ para $T \leq 846 \text{ °K}$ $cp = 1.00 + 1.35 \times 10^{-4} \times T$ para $T > 846 \text{ °K}$

Tabla 1: Propiedades físico-térmicas de los materiales.

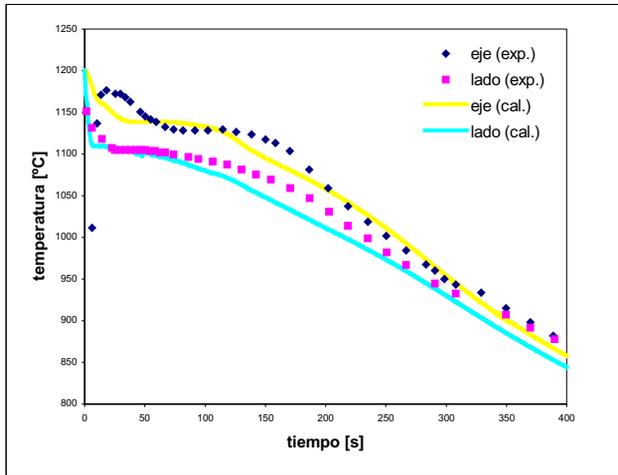


Figura 14: Curvas de enfriamiento experimentales y calculadas.

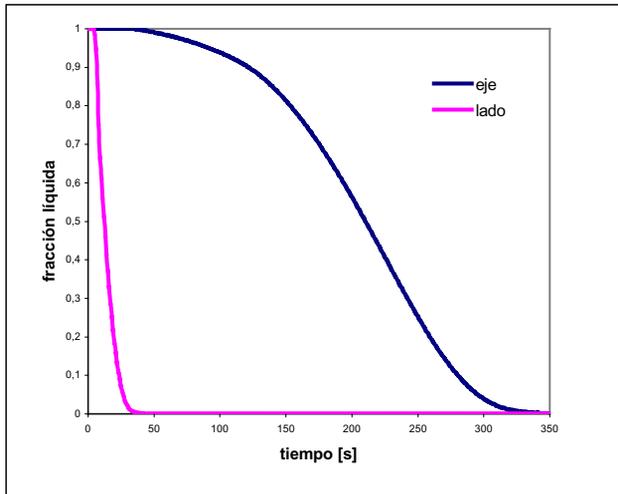


Figura 15: Evolución de la fracción líquida.

6. CONCLUSIONES

En este trabajo se ha utilizado un modelo térmico-microestructural acoplado, cuya discretización espacio-temporal se realiza a través de los métodos de los elementos finitos y

diferencias finitas respectivamente, para la simulación del enfriamiento y solidificación de la fundición de grafito esferoidal de composición eutéctica. Se ha analizado la influencia que en el modelo tienen las constantes de nucleación y la velocidad de enfriamiento sobre las curvas de enfriamiento, el tiempo de solidificación y la densidad y radio nodular. Posteriormente, se llevó a cabo la simulación de un ensayo experimental. La validación experimental de las curvas de enfriamiento muestra una aproximación cualitativa aceptable entre los resultados del cálculo y las mediciones observándose, sin embargo, diferencias cuantitativas sobre todo en la primera etapa del enfriamiento. Como trabajo futuro se propone mejorar el modelo microestructural, fundamentalmente en lo relacionado con la simulación de la nucleación y crecimiento de la austenita, aspecto que resulta fundamental en la teoría multinodular y que en la presente propuesta se reduce a la utilización de la regla de la palanca. Una mayor aproximación en la simulación de la evolución de la fase austenita no sólo puede producir modificaciones en las curvas de enfriamiento y tiempos de solidificación sino que además resulta fundamental para la transformación en estado sólido y, en consecuencia, para la determinación de las propiedades finales de la pieza.

7. AGRADECIMIENTOS

Patricia Dardati agradece las valiosas discusiones mantenidas con los Doctores Jorge Sikora y Graciela Rivera del Instituto de Investigaciones en Ciencia y Tecnología de Materiales (INTEMA) de Mar del Plata durante el desarrollo de este trabajo. El trabajo en Córdoba fue subsidiado por la Universidad Tecnológica Nacional, Facultad Regional Córdoba, por la Agencia Córdoba Ciencia, y por CONICET. El Dr. Diego Celentano agradece el apoyo del Proyecto FONDECYT 1020026.

8. REFERENCIAS

- [1] C. Van de Velde, “A New Approach to the Solidification of Cast Iron”, <http://members.tripod.lycos.nl/cvdy>
- [2] K. Su, I. Ohnaka, I. Yamauchi y T. Fukusako, “Computer Simulation of Solidification of Nodular Cast Iron”, Proceedings of the *Third International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron*. Estocolmo, agosto 29-31, pp. 181-189 (1984).
- [3] E. Fras, “A Computer-aided Simulation of the Kinetics of Solidification of the Eutectic Ductile Cast Iron”, Proceedings of the *Third International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron*. Estocolmo, agosto 29-31, pp. 191-199 (1984).
- [4] H. Fredriksson, I. Svensson, “Computer Simulation of the Structure Formed During Solidification of Cast Iron”, Proceedings of the *Third International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron*. Estocolmo, agosto 29-31, pp. 273-284 (1984).
- [5] D. Stefanescu, C. Kanetkar, “Computer Modeling of the Solidification of Eutectic Alloys: the Case of Cast Iron”, *Computer Simulation of Microstructural Evolution*, David Srolovitz (Ed.), Metallurgical Society Inc., Toronto, octubre 13-17, pp. 171-188 (1985).

- [6] M. Castro, P. Alexandre, J. Lacaze, G. Lesoult, "Microstructures and Solidification Kinetics of Cast Irons: Experimental Study and Theoretical Modelling of Equiaxed Solidification of S. G. and Grey Cast Iron", Proceedings of the *Fourth International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron*, Tokio, septiembre 4-6, pp. 433-440 (1989).
- [7] M. I. Onsoien, O. Grong, O. Gundersen, T. Skaland, "A process Model for the Microstructure Evolution in Ductile Cast Iron: Part I. The Model", *Metallurgical and Material Transaction A*, vol. 30 A, pp. 1053-1068 (1999).
- [8] M. I. Onsoien, O. Grong, O. Gundersen, T. Skaland, "A process Model for the Microstructure Evolution in Ductile Cast Iron: Part II. Applications of the Model", *Metallurgical and Material Transaction A*, vol. 30 A, pp. 1069-1079 (1999).
- [9] B. C. Liu, H. D. Zhao, W. Y. Liu, D. T. Wang, "Study of Microstructure Simulation of Spheroidal Graphite Cast Iron", *Int. J. Cast Metals Res.*, vol. 11 (5), pp. 471-476 (1999).
- [10] H. Zhao, B. Liu, "Modeling of Stable and Metastable Eutectic Transformation of Spheroidal Graphite Iron Casting", *ISI J. International*, vol. 41 (9), pp. 986-991 (2001).
- [11] A. Rickert, y S. Engler, "Solidification Morphology of Cast Irons", Proceedings of the *Third International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron*, Estocolmo, agosto 29-31, pp. 165-174 (1984).
- [12] R. Hummer, "A Study of the Shrinkage and Dilatation During Solidification of Nodular Cast Iron – Its Relation to the Morphology of Crystallisation", Proceedings of the *Third International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron*, Estocolmo, agosto 29-31, pp. 213-222 (1984).
- [13] D. M. Stefanescu, D. K. Bandyopadhyay, "On the Solidification Kinetics of Spheroidal Graphite Cast Iron", Proceedings of the *Fourth International Symposium on the Physical Metallurgy of Cast Iron*, Tokio, septiembre 4-6, pp. 15-26 (1989).
- [14] R. Boeri, *The Solidification of Ductile Cast Iron*, Tesis Doctoral, University of British Columbia, Canadá (1989).
- [15] J. Sikora, G. Rivera y H. Biloni, "Metallographic Study of the Eutectic Solidification of Gray, Vermicular and Nodular Cast Iron", Proceedings of F. Weimberg *International Symposium on Solidification Processing*, Pergamon Press, pp. 280-288 (1990).
- [16] G. Rivera, R. Boeri, y J. Sikora, "Revealing the Solidification Structure of Nodular Iron", *Cast Metals*, vol. 8 (1), pp. 1-5 (1995).
- [17] G. Rivera, R. Boeri, y J. Sikora, "Counting Eutectic Grains in SG Cast Iron", *Advanced Materials Research*, vol. 4, pp. 169-174 (1997).
- [18] G. Rivera, R. Boeri, y J. Sikora, "Influence of the Solidification Microstructure on the Mechanical Properties of Ductile Iron", *Int. J. Cast Metals Res.*, vol. 11 (5), pp. 267-272 (1999).

- [19] G. Rivera, *Estructura de Solidificación de Fundiciones de Hierro con Grafito Esferoidal*, Tesis Doctoral, Universidad Nacional de Mar del Plata, Mar del Plata (2000).
- [20] G. Lesoult, M. Castro, y J. Lacaze, “Solidification of Spheroidal Graphite Cast Irons: Part I Physical Modelling”, *Acta Mater.*, vol. 46, pp. 983 (1998).
- [21] G. Lesoult, M. Castro, y J. Lacaze, “Solidification of Spheroidal Graphite Cast Irons: Part II Numerical Simulation”, *Acta Mater.*, vol. 46, pp. 997 (1998).
- [22] D. Celentano, *Un Modelo Termomecánico para Problemas de Solidificación de Metales*, Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Catalunya, Barcelona (1994).
- [23] R. W. Heine, The Fe-C-Si Solidification Diagram for Cast Irons, *AFS Transactions*, 86-71, pp. 391-402 (1986).