

SIMULACIÓN NUMÉRICA DE LA SOLIDIFICACIÓN DE LA FUNDICIÓN DÚCTIL. VALIDACIÓN

Patricia M. Dardati *, Luis A. Godoy†, Diego J. Celentano††

* Departamento Mecánica, Facultad Regional Córdoba
Universidad Tecnológica Nacional,
M. López y Cruz Roja Argentina, Córdoba, Argentina
e-mail: pdardati@industrial.frc.utn.edu.ar

† Facultad de Ciencias Exactas, Físicas y Naturales
Universidad Nacional de Córdoba,
Av. Vélez Sarsfield 1601, Córdoba, Argentina
e-mail: lgodoy@com.uncor.edu

†† Departamento de Ingeniería Mecánica
Universidad de Santiago de Chile,
Av. Bdo. O'Higgins 3363, Santiago, Chile
e-mail: dcelenta@lauca.usach.cl

Key words: Microstructure Evolution, SG Cast Iron, Solidification.

Abstract. *En este trabajo se presenta un modelo para la simulación del proceso de solidificación equiaxial de la fundición dúctil de composición eutéctica por medio de formulaciones macro y micromecánicas acopladas. El problema de conducción del calor con generación de calor latente debido a la solidificación se trata con ecuaciones continuas a nivel macroscópico que se resuelven mediante el método de los elementos finitos. A nivel microscópico la solidificación se modela siguiendo la teoría multinodular por medio de leyes explícitas de nucleación y crecimiento tanto para la austenita como para el grafito. Se efectúa la validación del modelo comparando los resultados numéricos con mediciones experimentales. También se realizan comparaciones con resultados obtenidos por medio de otro modelo.*

1 INTRODUCCIÓN

Es evidente que, para la producción de piezas de formas complicadas, el moldeo resulta mucho más conveniente que otros métodos en los que se requiere el maquinado o la deformación del material. Sin embargo, la obtención de piezas sanas y materiales que posean las propiedades requeridas no resulta para nada sencilla y son muchos los problemas con los que el metalurgista debe enfrentarse para conseguirlo. Entre los variados defectos que una pieza fundida puede presentar, es posible mencionar rechupes, fisuras y deformaciones, pero también puede provocar su rechazo una microestructura inadecuada, ya que es ésta la que determina las propiedades físicas del material.

Los factores que influyen en el resultado del proceso de obtención de piezas de fundición son numerosos y la interacción entre ellos intrincada. Es por esto que lograr el diseño de un proceso que produzca una estructura que alcance las propiedades mecánicas esperadas requiere de una gran experiencia y, en muchos casos, cumplir con el desarrollo de etapas de prueba y error muy costosas en tiempo y dinero. La modelización y simulación computacional resultan entonces herramientas de gran importancia ya que contribuyen a ajustar las condiciones de fundición y el diseño de la pieza, disminuyendo así la necesidad de largos y onerosos ensayos con prototipos.

De los distintos tipos de fundiciones de hierro, la fundición nodular o también llamada fundición de grafito esferoidal, fundición dúctil o simplemente hierro dúctil es de gran importancia en la industria ya que, debido a que en ella el grafito se presenta en forma de pequeños nódulos, posee muy buenas propiedades mecánicas que le permiten reemplazar al acero fundido y al forjado en numerosas aplicaciones, disminuyendo así costos y dificultades de fabricación.

Algunos investigadores ¹ clasifican las principales teorías sobre la solidificación de la fundición dúctil existentes en la actualidad en: teorías de carácter “uninodular” ² y teorías de carácter “plurinodular” ³. En las teorías de carácter plurinodular la unidad de solidificación está constituida por un grano de austenita dendrítica que durante su crecimiento atrapa los nódulos de grafito que crecen en forma esférica.

Si bien ahora la teoría plurinodular muestra un franco avance sobre la uninodular, no son muchas las propuestas realizadas para el tratamiento computacional de la misma ³⁻⁵, por el contrario sí son numerosos los modelos numéricos que tienen como objetivo la simulación de la solidificación de la fundición dúctil según la teoría uninodular ^{2,6-10}.

En la Sección 2 de este trabajo se presentan los aspectos principales de dos modelos numéricos que simulan el proceso de solidificación de la fundición dúctil, uno desarrollado por los autores ^{4,5} y otro propuesto por Boeri ³. En la Sección 3 se comparan los resultados numéricos obtenidos con ambos modelos con los correspondientes de ensayos experimentales llevados a cabo por Boeri ³. En la Sección 4 se presentan las conclusiones.

2 MODELOS MICROESTRUCTURALES DE SOLIDIFICACIÓN

Los dos modelos microestructurales que se utilizan en este trabajo para la simulación de la solidificación equiaxial eutéctica de la fundición dúctil, el desarrollado por los autores ^{4,5} al

que llamaremos modelo DGC y el desarrollado por Boeri ³, en adelante modelo B, responden a la teoría plurinodular o multinodular. Ambos modelos se diferencian en las condiciones de nucleación del grafito, la ley de nucleación de la austenita y en las leyes de crecimiento de ambas fases, tal como se explica más adelante.

En las simulaciones, los modelos microestructurales se acoplan a la ecuación de conducción del calor, que es resuelta por el método de los elementos finitos, a través del término que considera la generación del calor latente que ocurre durante la solidificación ¹¹.

Las concentraciones de carbono de equilibrio correspondientes al diagrama Hierro-Carbono-Silicio se calculan según las fórmulas definidas por Heine ¹² y utilizadas también por otros autores ³⁻⁵.

A los efectos de calcular las concentraciones de equilibrio se tiene en cuenta la microsegregación del Si a través de la fórmula de Scheil ³⁻⁵.

2.1 Nucleación y tamaño de grano de la austenita

Modelo DGC:

La nucleación de la austenita se supone instantánea y dependiente de la velocidad de enfriamiento dT/dt , produciéndose cuando se alcanza la temperatura eutéctica T_E según la expresión siguiente

$$N_\gamma = A \frac{dT}{dt} \quad (1)$$

en la que N_γ es la densidad de granos de austenita y A un parámetro que depende del tratamiento de inoculación del líquido.

La forma final de los granos se supone esférica y de radio R_T según la ecuación

$$R_T = \sqrt[3]{\frac{3}{4\pi N_\gamma}} \quad (2)$$

Modelo B:

No se tiene en cuenta ni la nucleación ni el tamaño de grano de la austenita.

2.2 Crecimiento equiaxial dendrítico de la austenita

Modelo DGC:

En la Figura 1 (a) se muestra el esquema de un grano de austenita creciendo en forma dendrítica equiaxial y la presencia de nódulos de grafito repartidos en la totalidad del volumen representativo adoptado (volumen esférico de radio R_T). El radio R_g corresponde a una superficie esférica determinada por las puntas de las dendritas principales. En la Figura 1 (b) puede verse el perfil simplificado de concentración de carbono que ha sido dividido en 3 zonas. La zona 1, de radio R_n , está ocupada por la totalidad de la austenita y por nódulos de grafito, la zona 2 está ocupada por el líquido interdendrítico y por nódulos de grafito y la zona 3 está formada por líquido intergranular y por nódulos de grafito.

La concentración de carbono en el líquido interdendrítico se supone uniforme $C^{l/\gamma}$ mientras que en el líquido intergranular se considera una variación lineal en la capa límite de espesor δ y una concentración uniforme $C_{\infty g}$ en el resto de la zona. En los perfiles de las tres zonas se aprecian saltos en la concentración de carbono C_{gr} debido a la presencia de los nódulos de grafito.

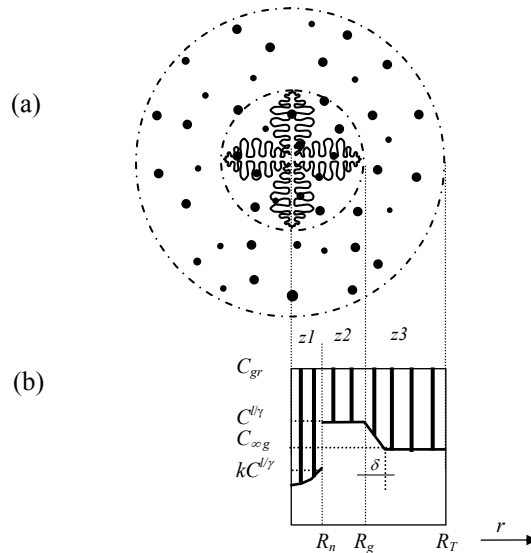


Figura 1: (a) esquema de solidificación dendrítica equiaxial para la fundición nodular eutéctica. (b) perfil de concentración de carbono.

Cinética de crecimiento de la punta de la dendrita. Para la velocidad de crecimiento de la punta de las dendritas principales se usa la fórmula 3 empleada también por otros autores^{13,14}, en la que se considera el sobreenfriamiento constitucional y no se tiene en cuenta el sobreenfriamiento térmico.

$$\frac{dR_g}{dt} = \frac{D_c^l m C_0}{\pi^2 \Gamma (k-1)} \left(\frac{C^{l/\gamma} - C_{\infty g}}{C_0} \right)^2 \quad (3)$$

siendo D_c^l el coeficiente de difusión del carbono en el líquido, m la pendiente de la línea de líquidus, Γ el coeficiente de Gibbs-Thompson, C_0 la concentración de carbono inicial, k el coeficiente de partición, $C_{\infty g}$ es la concentración de carbono en el líquido intergranular fuera de la zona límite δ y $C^{l/\gamma}$ es la concentración del líquido en contacto con la austenita. Las ecuaciones para el cálculo de $C_{\infty g}$, δ y $C^{l/\gamma}$ pueden verse en⁵.

Crecimiento de R_n debido a la solidificación de la austenita. Teniendo en cuenta que se usa la misma ley de nucleación para las zonas 2 y 3, que el crecimiento de los radios de los nódulos de estas zonas se calcula como un promedio y suponiendo además que $kC^{l/\gamma}$ es constante en un paso de tiempo Δt , si se plantea balance de masa de soluto es posible obtener la expresión (4)

para el R_n ⁵, en la que las concentraciones y radios sin comillas corresponden a un tiempo t y los que tienen comillas corresponden a un tiempo $t + \Delta t$.

$$R_n' = \sqrt[3]{\frac{3D_c' R_g'^2 \left. \frac{dC}{dr} \right|_{R_g'} \Delta t + C^{l/\gamma} (1-k) R_n'^3 + (C^{l/\gamma} - C^{l/\gamma}') R_g'^3}{C^{l/\gamma} (1-k) + (C^{l/\gamma} - C^{l/\gamma}')}} \quad (4)$$

Modelo B:

El cálculo del porcentaje de austenita que solidifica se realiza mediante la regla de la palanca teniendo en cuenta la cantidad de grafito existente³.

2.3 Nucleación de los nódulos de grafito

Modelo DGC:

La nucleación del grafito se simula continua según una fórmula exponencial³. En cada paso de tiempo Δt , si se cumple que la temperatura está por debajo de la temperatura eutéctica y es menor que la menor temperatura alcanzada desde que comenzó la solidificación y además la fracción líquida aún no es igual a cero, entonces nucleará un conjunto de nódulos con una determinada densidad $N_{gr\ j}$ (por unidad de volumen total), siendo j el índice que indica de qué conjunto de nucleación se trata.

Parte de los nódulos nuclearán en el líquido de la *zona 2* y parte en el líquido de la *zona 3* según las siguientes expresiones

$$N_{gr\ j}^{z2} = \left[b \Delta T \exp\left(\frac{-c}{\Delta T}\right) (1 - f^{z1} - f_{gr}^{z2} - f^{z3}) \Delta t \right]_j$$

$$N_{gr\ j}^{z3} = \left[b \Delta T \exp\left(\frac{-c}{\Delta T}\right) (1 - f^{z1} - f^{z2} - f_{gr}^{z3}) \Delta t \right]_j \quad (5)$$

donde b y c son parámetros que dependen de la composición y el tratamiento del líquido, f^{z1} , f^{z2} y f^{z3} son las fracciones del volumen total que ocupan las *zonas 1*, *2* y *3* respectivamente y f_{gr}^{z2} y f_{gr}^{z3} son las fracciones del volumen total que ocupa el grafito de las *zonas 2* y *3*.

Modelo B:

Se utiliza la misma ley exponencial que en el modelo DGC pero sin distinción de zonas. La nucleación finaliza definitivamente cuando se produce recalcancia.

2.4 Distribución de los nódulos ya existentes

Modelo DGC:

Cuando se produce el crecimiento de los radios R_g y R_n , hay un cierto número de nódulos de grafito que pasan de la $z3$ a la $z2$ y de la $z2$ a la $z1$. Las variaciones de las densidades de cada grupo j en cada zona debe tenerse en cuenta y su cálculo puede verse en⁵.

2.5 Crecimiento de los nódulos de grafito en el líquido

Modelo DGC:

Los nódulos de grafito crecen por difusión del carbono tanto en el líquido interdendrítico según la ecuación (6), como en el líquido intergranular según la ecuación (7). La obtención de dichas ecuaciones puede verse en ⁵

$$\frac{dR_{gr}^{z2}}{dt} = \frac{D_c^l (C^{l/\gamma'} - C^{l/gr}) \rho_l}{2R_{gr} (C_{gr} \rho_{gr} - C^{l/gr} \rho_l)} \quad (6)$$

$$\frac{dR_{gr}^{z3}}{dt} = \frac{D_c^l (C_{\alpha g} - C^{l/gr}) \rho_l}{R_{gr} (C_{gr} \rho_{gr} - C^{l/gr} \rho_l)} \quad (7)$$

siendo R_{gr} el radio del nódulo, $C^{l/gr}$ la concentración de equilibrio del líquido en contacto con el grafito, ρ_{gr} la densidad del grafito y ρ_l la densidad del líquido. El crecimiento de los nódulos ubicados en la $z1$ se supone nulo.

Para los nódulos de cada grupo j , se calcula una velocidad de crecimiento que es un promedio ponderado de las velocidades de crecimiento de los nódulos de dicho grupo j en las zonas 2 y 3.

Modelo B:

Los nódulos de grafito crecen hasta alcanzar un tamaño de 6 μm según la fórmula de Zener ³ y a partir de los 6 μm crecen según la siguiente fórmula

$$\frac{dR_{gr}}{dt} = 1.911 \frac{(C^{\gamma/l} - C^{\gamma/gr}) \rho_\gamma}{(C^{gr} - C^{\gamma/gr}) \rho_{gr}} D_c^\gamma \frac{(1-f_s)^{2/3}}{R_{gr}} \quad (8)$$

donde D_c^γ es el coeficiente de difusión del carbono en la austenita, ρ_γ es la densidad de la austenita, f_s es la fracción sólida y $C^{\gamma/l}$ y $C^{\gamma/gr}$ son las concentraciones de equilibrio de carbono de la austenita en contacto con el líquido y con el grafito respectivamente y pueden obtenerse según ^{3,5}.

2.6 Actualización de las concentraciones de soluto en el líquido

Modelo DGC:

Después del crecimiento de la austenita (R_g y R_n) y después del crecimiento de los nódulos de grafito (R_{gr}) se recalculan las concentraciones de soluto en el líquido de las zonas 2 y 3 ⁵.

3 VALIDACIÓN DEL MODELO DGC

El modelo microestructural desarrollado por los autores ^{4,5} es validado mediante casos experimentales ³. Los mismos casos son simulados también mediante el modelo B.

3.1 Probeta cilíndrica de 40 mm de diámetro (caso 1)

La probeta que se analiza en este caso es cilíndrica y ha sido colada en un molde de arena como se muestra en la Figura 2. En la base de la probeta se coloca material refractario y también se aísla la zona superior una vez que se ha terminado de colar. Esto, junto con el hecho de que la probeta es alargada, asegura que el flujo de calor en la parte central sea radial. Las temperaturas se registran mediante dos termocupas ubicadas a media altura, una en la superficie de la probeta y otra en su eje.

Por las características geométricas de la probeta y por la ubicación de las termocupas es posible realizar un análisis numérico equiaxial de una franja central delgada. La discretización se observa en la Figura 3.

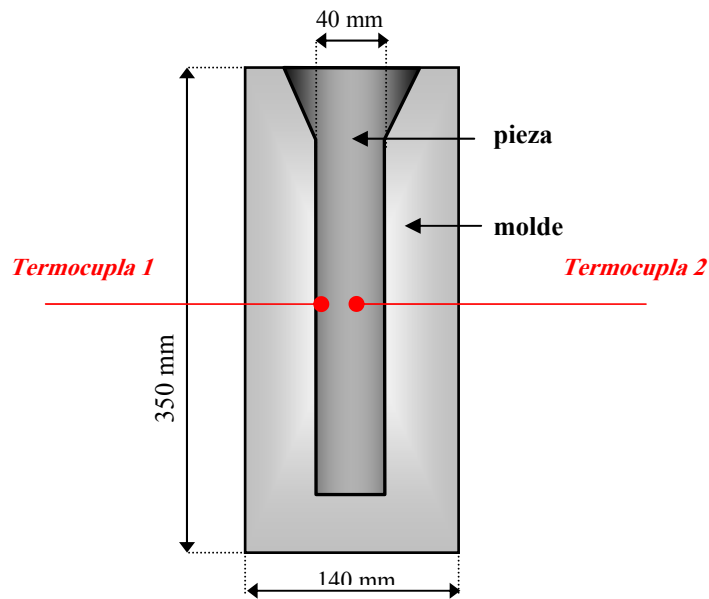


Figura2: Caso 1, esquema y dimensiones de la probeta.

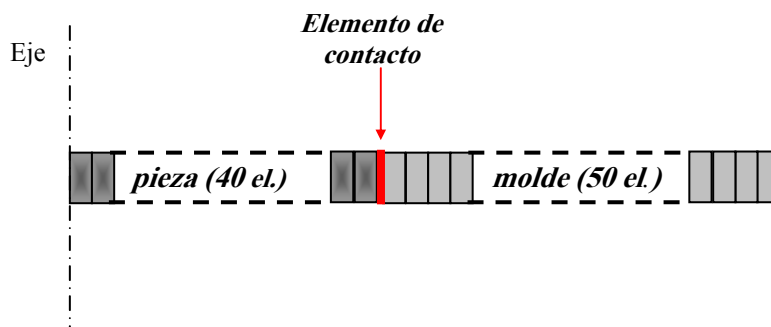


Figura 3: Caso 1, discretización.

El material de la probeta es fundición dúctil de composición eutéctica. Las propiedades se detallan en la Tabla 1. La temperatura ambiente y la temperatura inicial del molde de arena se consideran de 25 °C . La temperatura inicial de la aleación es de 1245 °C.

FUNDICIÓN	
Conductividad [W/m°C]:	sólido = 30, pastoso = 25, líquido = 30
Densidades [kg/m ³]:	$\rho_{\gamma} = \rho_l = 7000$ $\rho_{gr} = 2000$
Calor específico [kJ/kg °C]:	$c_p = 0.61 + 1.214 \times 10^{-4} \times T$ para $777 \text{ °C} < T \leq 1130 \text{ °C}$ $c_p = 0.915$ para $T > 1130 \text{ °C}$
Calor latente [kJ/kg]:	185
Coef. de difusión del carbono [m ² /s]:	$D_c^l = 5.0 \times 10^{-10}$ $D_c^{\gamma} = 9.0 \times 10^{-11}$
Parámetros de nucleación grafito:	$b = 9.0 \times 10^{11}$ [nº grano/m ³ °C s] $c = 250$ [°C]
Parámetro de nucleación austenita [nº grano s/m ³ °C]:	$A = 1.0 \times 10^8$
Coeficiente de Gibbs-Thompson [°K m]:	$\Gamma = 2.0 \times 10^{-7}$
Concentraciones iniciales:	$C_0 = 3.5$ $Si_0 = 2.4$
ARENA	
Conductividad [W/m°C]:	1.1
Densidad [kg/m ³]:	1500
Calor específico [kJ/kg °K]:	$c_p = 0.782 + 5.71 \times 10^{-4} \times T - 1.88 \times 10^{-4} \times T^2$ para $T \leq 846 \text{ °K}$ $c_p = 1.00 + 1.35 \times 10^{-4} \times T$ para $T > 846 \text{ °K}$

Tabla 1: Propiedades de los materiales.

Las Figuras 4 y 5 muestran las curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente y las que resultan del cálculo numérico realizado con el modelo DGC y con el modelo B respectivamente. Las curvas resultantes del modelo DGC muestran un buen ajuste a las experimentales, tanto para el eje como para la superficie de la probeta. Las mesetas de las curvas se aproximan tanto en temperatura como en duración.

La Figura 5 muestra que las curvas numéricas y experimentales tienen formas similares, sin embargo, para el eje de la probeta la curva numérica muestra, en la zona correspondiente a la solidificación, un pequeño desplazamiento hacia la izquierda y una meseta más corta.

La Figura 6 muestra una comparación entre las densidades de nódulos de grafito para un punto ubicado en la mitad del radio. De los cálculos realizados con el modelo B resulta una densidad de nódulos muy inferior a la experimental, esto puede ser consecuencia de que en dicho modelo la nucleación cesa definitivamente cuando se produce recalcificación.

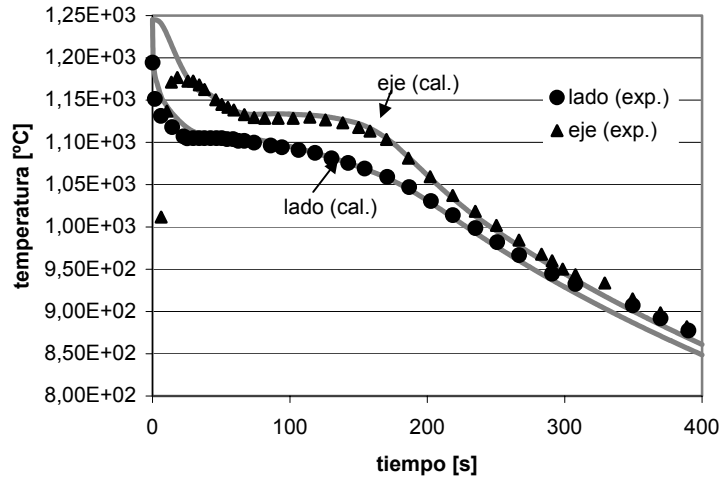


Figura 4: Caso 1, curvas de enfriamiento experimentales y numéricas. Modelo DGC.

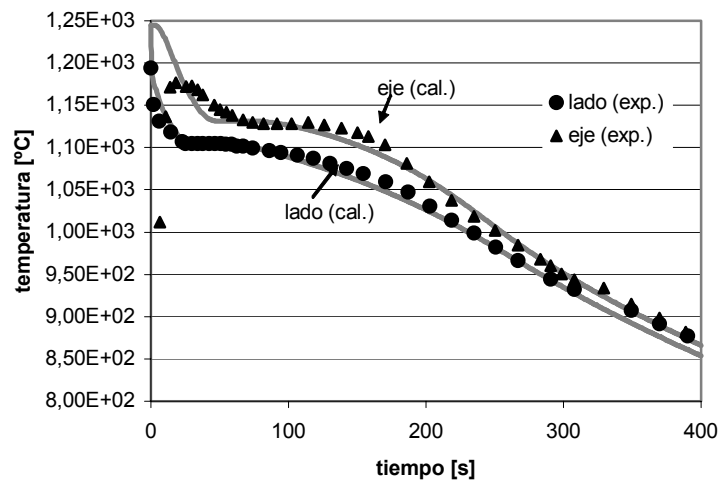


Figura 5: Caso 1, curvas de enfriamiento experimentales y numéricas. Modelo B.

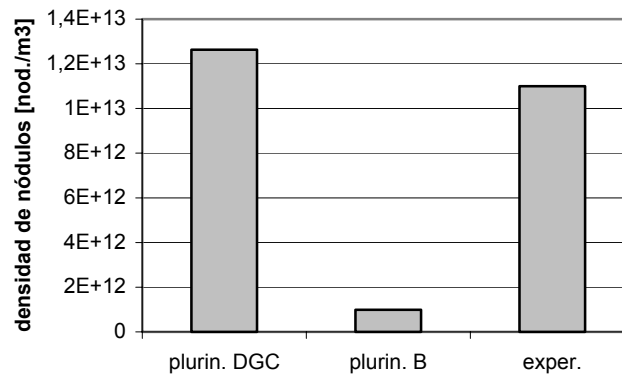


Figura 6: Caso 1, densidad de nódulos (para un punto ubicado en la mitad del radio).

Es importante destacar que del conteo experimental resulta una densidad de nódulos por unidad de área, ya que la observación se realiza sobre una superficie plana resultante de un corte realizado en la probeta, por esta razón y para poder establecer una comparación con los resultados numéricos, que se expresan por unidad de volumen, se utiliza la función propuesta por Noguchi *et al.*¹⁵ y utilizada por Boeri³ para transformar el número de nódulos por unidad de área N_A en número de nódulos por unidad de volumen N_V , tal como lo muestra la siguiente expresión

$$N_V = 10.6 N_A^{1.35} \quad (9)$$

Noguchi *et al.*¹⁵ sostienen también que las distribuciones de área y de volumen de grafito son similares entre sí, produciéndose una leve diferencia para los tamaños de nódulos más grandes. Por esta razón la distribución de volumen de grafito resultante del cálculo se compara directamente con la distribución de área de grafito obtenida en la experimentación.

En la Figura 7 se observa la distribución del área de grafito en función del radio de los nódulos según los resultados experimentales. Se ve que la mayor parte del área total de grafito corresponde a radios intermedios mientras que los nódulos de radios menores y mayores contribuyen en menor proporción a dicha área total. La mayor parte del grafito se presenta en nódulos de aproximadamente 18 μm de radio. Se observan nódulos desde 4 μm hasta 32 μm de radio.

La Figura 8 muestra la distribución de volumen de grafito según el radio de los nódulos obtenida por cálculo utilizando el modelo DGC. Se aprecia una cresta para un radio de aproximadamente 19 μm . Se ve que a partir del máximo la distribución se extiende más hacia los radios menores que, por las características del modelo, corresponden a los nódulos que nuclean más tardíamente, mientras que hacia la derecha, en donde se ubican los radios mayores, cae más abruptamente. Esta asimetría resulta menos pronunciada en la distribución correspondiente a un punto más próximo a la superficie, tal como lo muestra la Figura 9 en la que se observa además una menor diferencia entre el radio mayor y el radio menor. Esto se

comprende si se tiene en cuenta que más cerca de la superficie el tiempo de solidificación es menor.

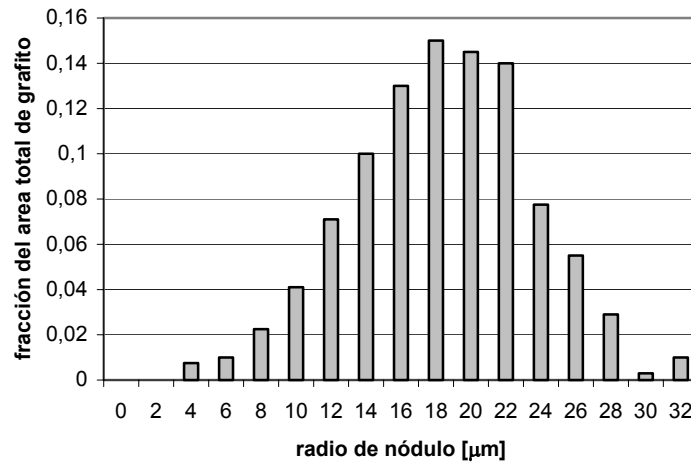


Figura 7: Caso 1, distribución de área de grafito en función del radio de los nódulos (para un punto ubicado en la mitad del radio). Experimental.

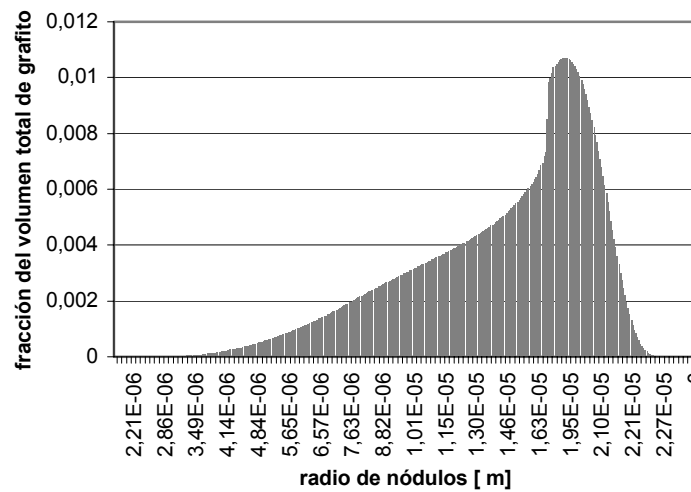


Figura 8: Caso 1, distribución de volumen de grafito en función del radio de los nódulos (para un punto ubicado en la mitad del radio). Modelo DGC.

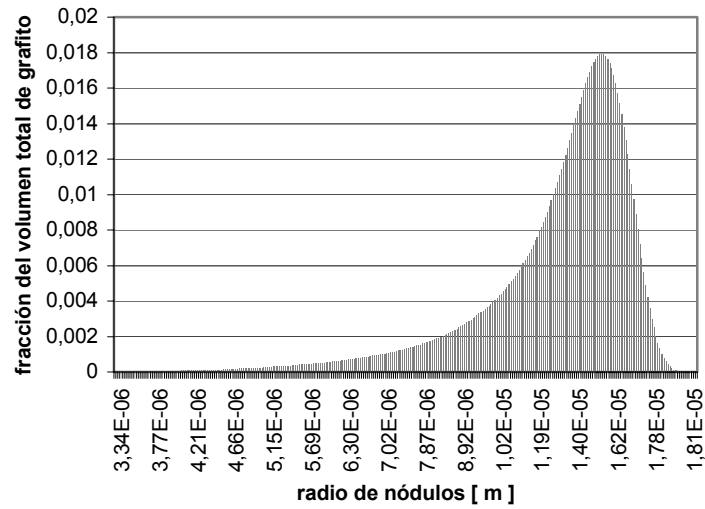


Figura 9: Caso 1, distribución de volumen de grafito en función del radio de los nódulos (para un punto sobre la superficie de la probeta). Modelo DGC.

En la Figura 10 se ve la distribución correspondiente al modelo B. Se aprecia que dicha distribución se corta en forma abrupta para los valores de radio menores y esto es debido a que se considera que la nucleación se detiene cuando se produce la recalescencia. Resulta oportuno mencionar que la probabilidad de una nucleación durante toda la solidificación o después de la meseta de la curva de enfriamiento ha sido considerada por algunos autores^{2,16}.

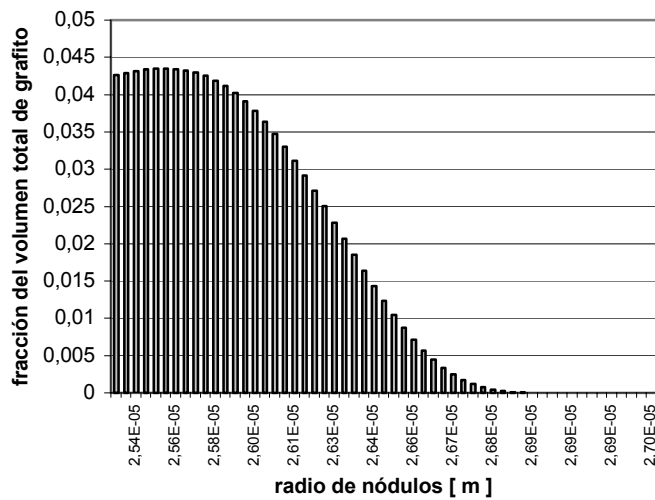


Figura 10: Caso 1, distribución de volumen de grafito en función del radio de los nódulos (para un punto ubicado en la mitad del radio). Modelo B.

3.2 Probeta cilíndrica de 86 mm de diámetro (caso 2)

La probeta que se analiza en este caso se esquematiza en la Figura 11.

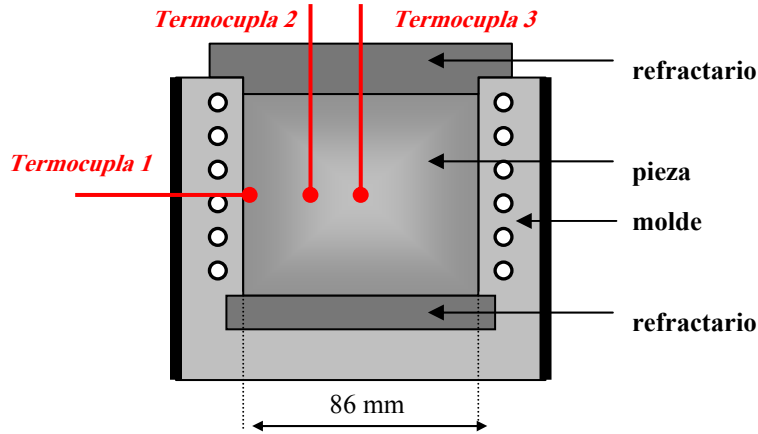


Figura 11: Caso 2, esquema y dimensiones de la probeta

Se utilizan tres termocupas que registran la evolución de la temperatura a una altura media de la probeta en tres puntos: sobre la superficie, en el medio del radio y en el eje de la probeta. A través de un serpentín que se ubica alrededor del cilindro fundido se hace circular agua para contribuir al enfriamiento del sistema.

Para este segundo caso también se realiza un análisis numérico equiaxial de una estrecha franja ubicada a media altura de la probeta. No se discretiza el ancho total del molde sino un pequeño espesor de 10 mm comprendido entre la pieza y el serpentín y se considera una temperatura del entorno de 25 °C, asignándole a la conductancia un valor más elevado que el del Caso 1. Ver Figura 12. La temperatura inicial de la aleación es 1245 °C. La conductividad de la fundición en estado líquido se considera de 80 W/m°C.

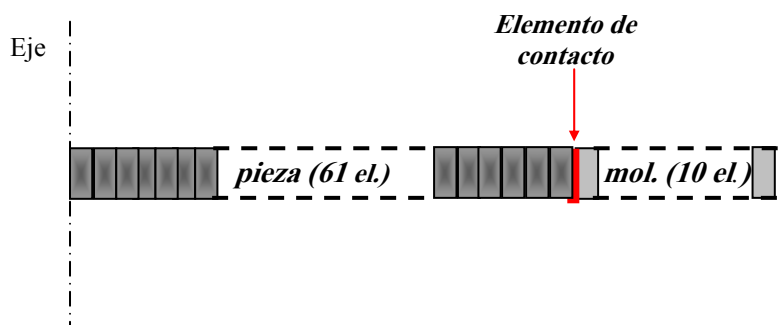


Figura 12: Caso 2, discretización

En la Figura 13 se muestra el enfriamiento registrado experimentalmente y el calculado con el modelo DGC para tres puntos de la probeta: en la superficie, en el medio del radio y en el eje. Como es posible apreciar existe un buen ajuste entre las curvas correspondientes.

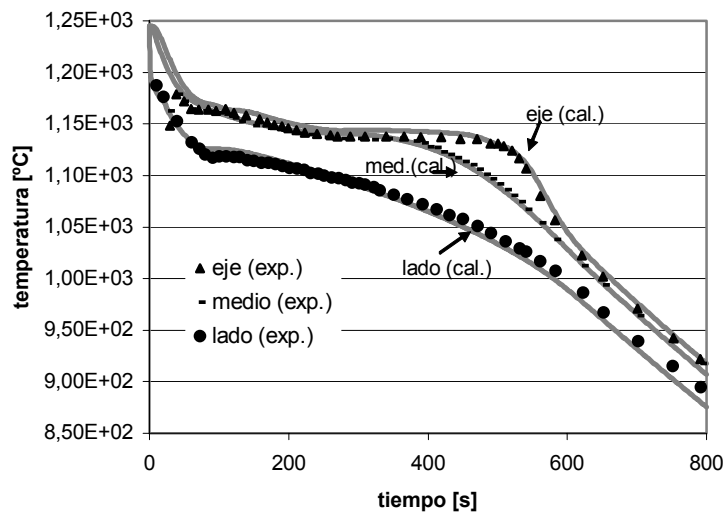


Figura 13: Caso 2, curvas de enfriamiento experimentales y numéricas. Modelo DGC.

En la Figura 14 puede verse la comparación de las curvas de enfriamiento experimentales con las correspondientes del modelo B siendo los alejamientos entre las curvas del cálculo y las empíricas de las mismas características que para el Caso 1.

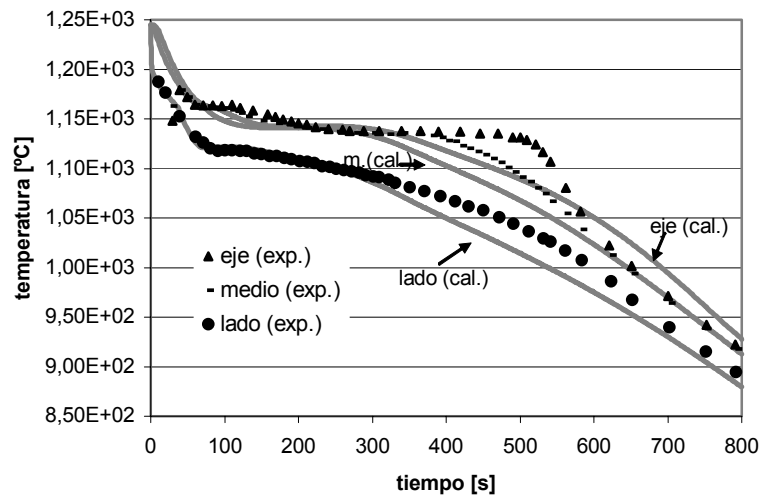


Figura 14: Caso 2, curvas de enfriamiento experimentales y numéricas. Modelo B.

La Figura 15 muestra una comparación entre las densidades de nódulos de grafito obtenidas numéricamente con los modelos DGC y B y experimentalmente, para tres puntos: uno ubicado en las proximidades del eje, otro en la mitad del radio y otro cercano a la superficie de la probeta. En este caso la densidad obtenida numéricamente es menor que la empírica. La variación relativa en la densidad de los tres puntos obtenida mediante el modelo

numérico DGC es similar a la que muestran los resultados empíricos mientras que es inversa para el modelo B.

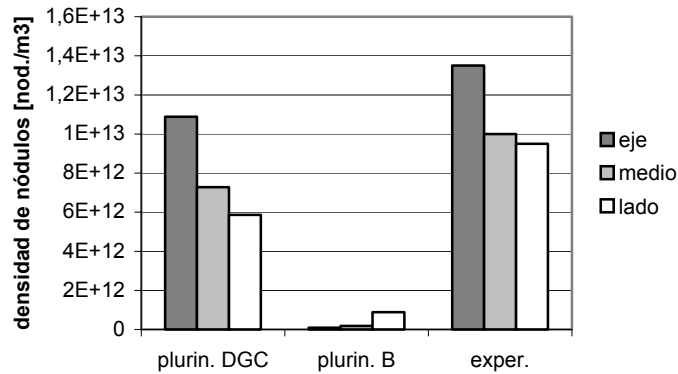


Figura 15: Caso 2, densidad de nódulos para tres puntos.

En la comparación de las densidades de nódulos obtenidas mediante el modelo B y experimentalmente para los casos 1 y 2, se observa que a mayor tiempo de solidificación mayor es la diferencia entre las densidades numéricas y empíricas, esto contribuye a reforzar la hipótesis de que la nucleación de los nódulos de grafito continúa aún después de la recalescencia.

En las Figuras 16, 17 y 18 pueden verse las distribuciones de área de grafito y de volumen de grafito resultantes de los experimentos y de los cálculos según los dos modelos, para los tres puntos ya mencionados.

Los resultados empíricos muestran una distribución comprendida, aproximadamente, entre los radios de 4 μm y 32 μm , correspondiendo la máxima fracción de área a los nódulos de radio 18 μm para los puntos cercano al eje y en la mitad del radio, y de 22 μm para un punto próximo a la superficie.

El rango de radios entre los que se distribuye el volumen de grafito en los gráficos del modelo DGC es similar al experimental. Sin embargo, para el eje y para el centro del radio los gráficos presentan dos máximos relativos. La distribución correspondiente al punto próximo a la superficie presenta gran similitud con la registrada experimentalmente tanto en la forma como en el valor de radio al que corresponde la máxima fracción de volumen. Como era de esperar, debido a las bajas densidades de nódulo resultantes, los valores de los radios entre los cuales se reparte el volumen de grafito en el modelo B son mayores.

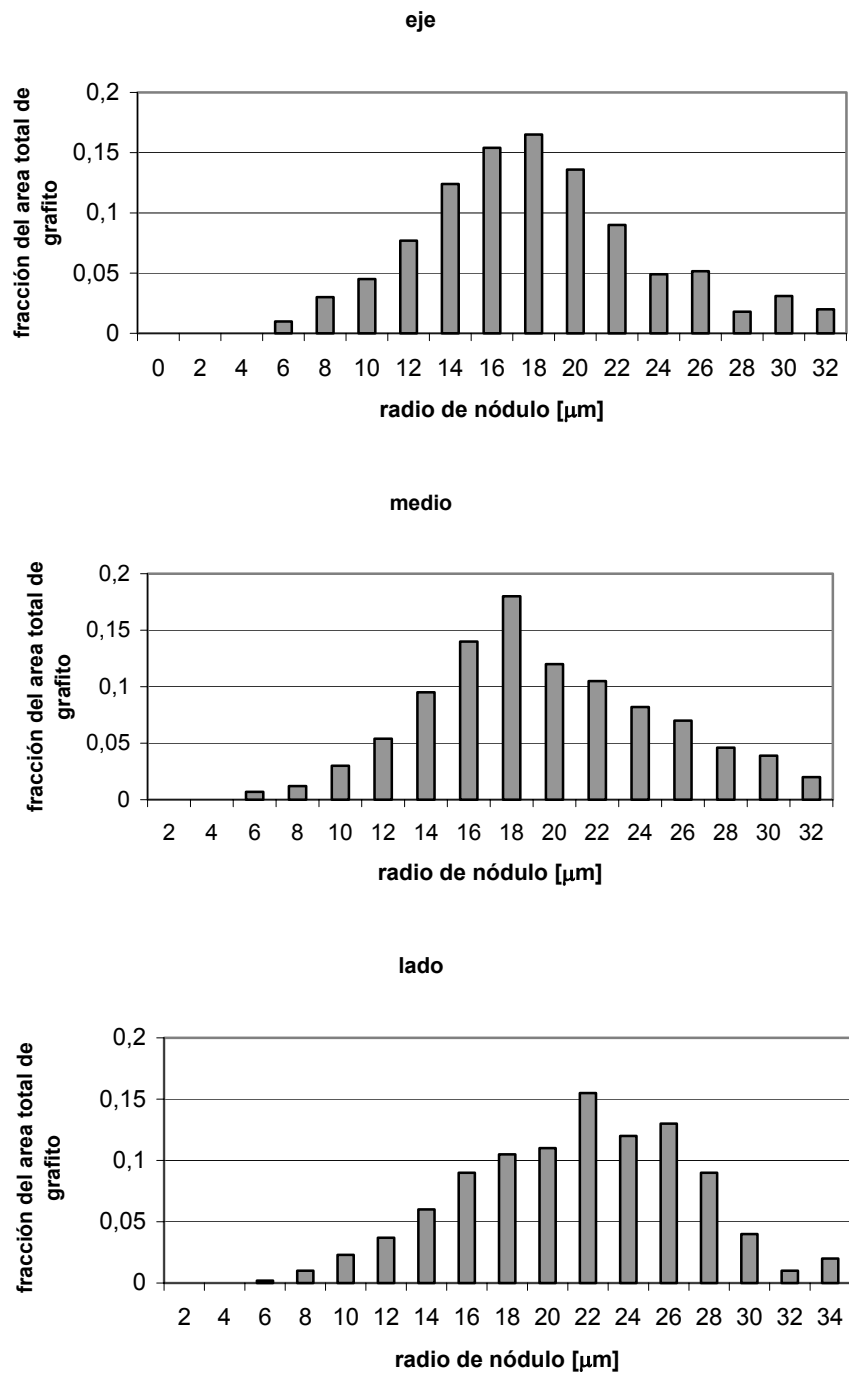


Figura 16: Caso 2, distribución de área de grafito en función del radio de los nódulos (Experimental).

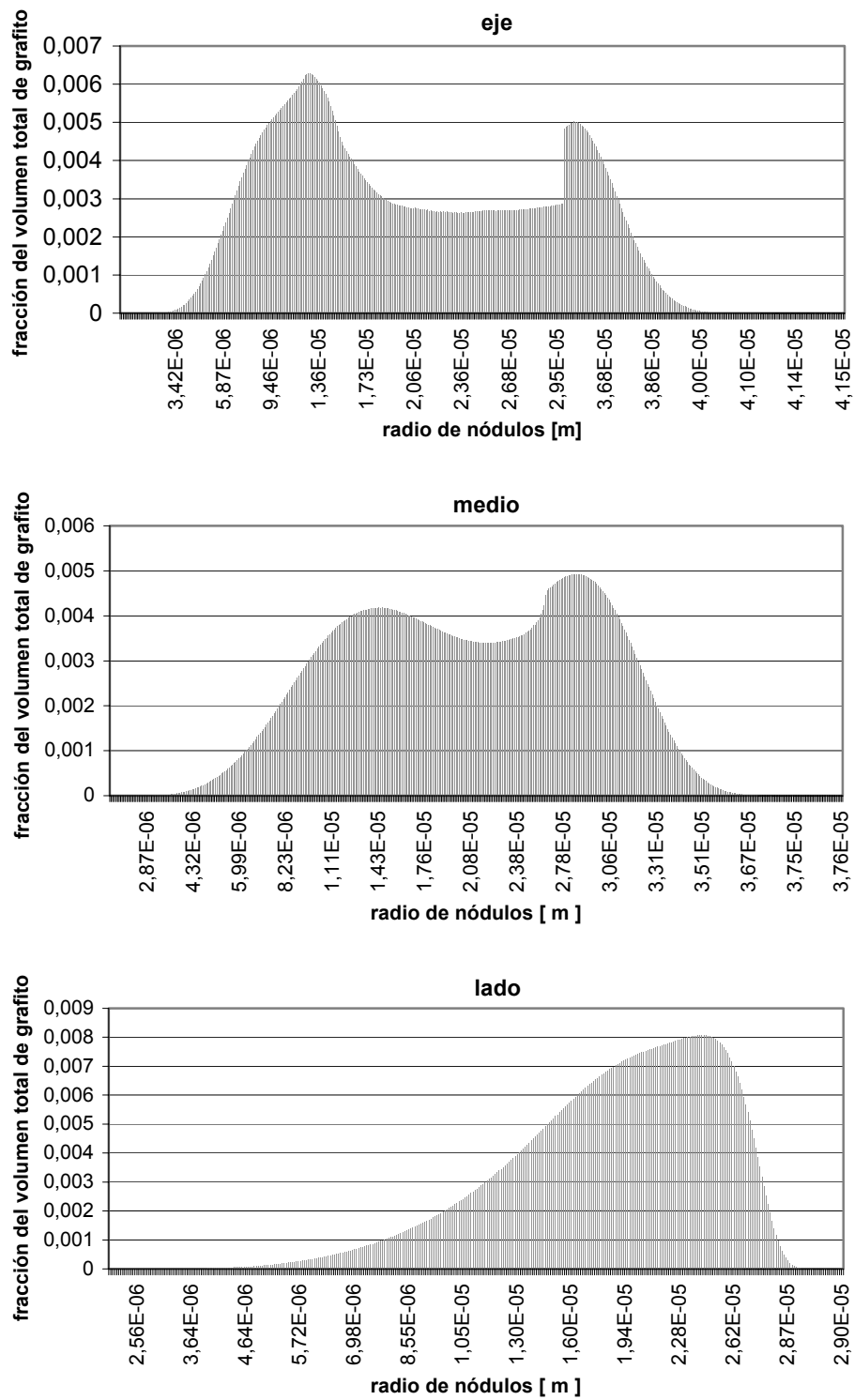


Figura 17: Caso 2, distribución de volumen de grafito en función del radio de los nódulos. Modelo DGC.

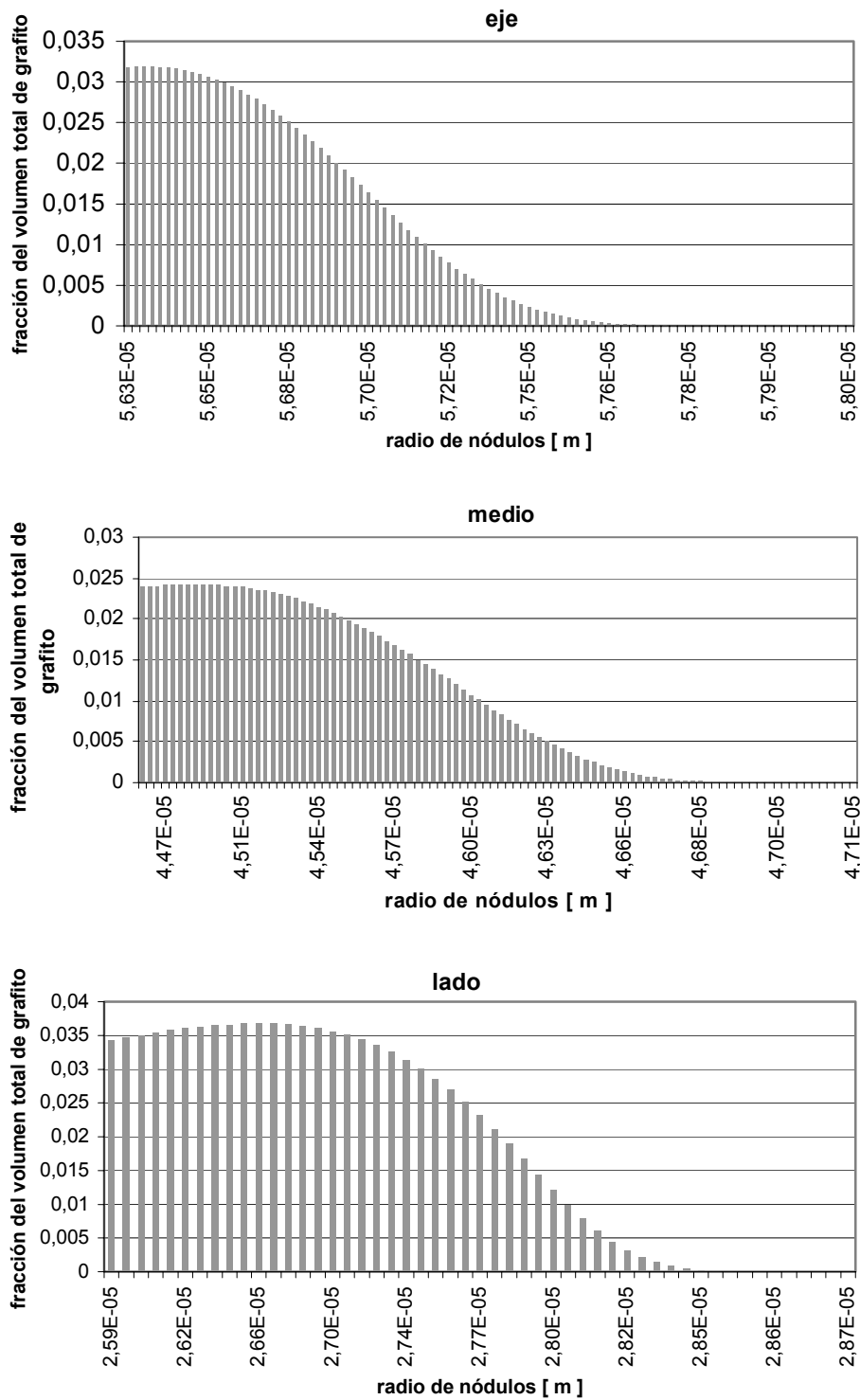


Figura 18: Caso 2, distribución de volumen de grafito en función del radio de los nódulos. Modelo B.

4 CONCLUSIONES

En este trabajo se realizaron comparaciones de resultados experimentales con resultados numéricos obtenidos mediante dos modelos plurinodulares. De dichas comparaciones pueden extraerse las siguientes conclusiones:

- Mediante el modelo plurinodular DGC se obtiene una mejor aproximación de las curvas de enfriamiento calculadas a las correspondientes experimentales. Esto ocurre tanto al comienzo de la solidificación como al final de la misma. El mejor ajuste logrado al inicio del proceso de cambio de fase se debe a que el modelo DGC tiene en cuenta la nucleación y el crecimiento de los granos de austenita, lo que ocasiona un aumento en la temperatura y éste produce el acercamiento de las curvas. Por otro lado, la mejor aproximación que se consigue con el modelo DGC sobre el final del proceso se debe a que la nucleación del grafito puede continuar después de la recalentamiento si se cumple que la temperatura sea inferior a la de inicio de la misma.
- El modelo DGC produce una densidad y un tamaño máximo de nódulos de grafito más cercanos a los medidos experimentalmente que los que se obtienen mediante los cálculos realizados con el modelo B.
- La distribución del volumen de grafito según el radio de los nódulos obtenida con el modelo DGC presenta una disminución hacia los radios menores y mayores tal como ocurre en el caso experimental. No sucede lo mismo con las distribuciones obtenidas mediante el modelo B en que se produce un corte abrupto para los tamaños de nódulo menores.
- Al considerar la nucleación y el crecimiento de los granos de austenita, el modelo DGC permite calcular el tamaño y densidad de los mismos.

5 AGRADECIMIENTOS

Dardati agradece a la Universidad Tecnológica Nacional, Facultad Regional Córdoba, por su apoyo durante la investigación. Godoy es Investigador Principal de CONICET y agradece a esa institución por su apoyo y subsidio otorgado para la investigación. Celentano agradece los apoyos brindados por DICYT-USACH y CONICYT (Proyecto Fondecyt 1020026).

6 REFERENCES

- [1] J. Sikora, R. Boeri, G. Rivera, “Characteristics of Austenite in Ductile iron: its Influence on the Microstructure and Properties”; *Proceedings of the International Conference on the Science of Casting and Solidification*, Rumania, 28-31 (2001).
- [2] K. Su, I. Ohnaka, I. Yamauchi, T. Fukusako, “Computer Simulation of Solidification of Nodular Cast Iron”, *Proceedings of the 3th International Symposium on the Metallurgy of Cast Iron*, Estocolmo, Suecia, 181-189 (1984).
- [3] R. Boeri, “The Solidification of Ductile Cast Iron”, *Tesis Doctoral*, University of British Columbia, Canadá (1989).

- [4] P. Dardati, L. Godoy, D. Celentano, H. Bertorello, “Modelo para la Simulación Numérica de la Solidificación de la Fundición Dúctil”, *Mecánica Computacional*, Vol. XXIII, 2653-2677 (2004).
- [5] P. Dardati, “Simulación Micromecánica de la Solidificación de la Fundición Dúctil”, Tesis Doctoral, Universidad Nacional de Córdoba, (2005).
- [6] 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, 191-199 (1984).
- [7] 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, 273-284 (1984).
- [8] 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*, 30 A, 1053-1068 (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.*, 11 (5), 471-476 (1999).
- [10] H. Zhao, B. Liu, “Modeling of Stable and Metastable Eutectic Transformation of Spheroidal Graphite Iron Casting”, *ISI J. International*, 41 (9), 986-991 (2001).
- [11] D. Celentano, “Un Modelo Termomecánico para Problemas de Solidificación de Metales”, Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Catalunya, Barcelona (1994).
- [12] R.W. Heine, “The Fe-C-Si Solidification Diagram for Cast Irons”, *AFS Transactions*, 86-71, 391-402 (1986).
- [13] H. Pang, D. Stefanescu, “Stochastic modeling of dendritic and eutectic grain structure evolution during solidification”, *Solidification Science and Processing*, 149-156 (1996).
- [14] M. Rappaz, PH.Thévoz, “Solute Diffusion Model for Equiaxed Dendritic Growth”, *Acta Metall.*, vol. 35, N° 7, 1487-1497 (1987).
- [15] T. Noguchi, K. Nagaoka, “Three Dimensional Distribution of Graphite Nodules in Spheroidal Graphite Cast Iron”, *Transactions of the AFS*, 85-13, 115-122 (1985).
- [16] S. Wetterfall, H. Fredriksson, M. Hillert, “Solidification Process of Nodular Iron”, *Journal Iron Steel Institute*, Vol. 210 part I, 323-333 (1972).