

---

# MODELADO DE LA CINÉTICA DE SOLIDIFICACION DE PIEZAS FUNDIDAS EN ALEACION A356

C. GONZALEZ, H. CRUZ, A. GARCIA, I. BELTRAN, C. ATLATENCO (1) y J. JUAREZ (2)

Univ. Nacional Autónoma de México, (1) Fac. de Química, Depto. Ingeniería Metalúrgica, (2) Inst. de Investigación en Materiales, Ciudad Universitaria, Circuito Interior, Del. Coyoacán, 04510 México, D.F. - México

---

## RESUMEN

Se aplica un modelo acoplado de transferencia de calor y cinética de solidificación para predecir las historias térmicas, la cinética de solidificación y el espaciamiento interdendrítico secundario en función de la posición radial en cilindros de aleación A356 colados en moldes de arena. Las predicciones del modelo son comparadas con datos experimentales empleando, para la caracterización de la cinética de solidificación, al método de análisis térmico asistido por computadora denominado método de Fourier. Los resultados sugieren que la cinética local de solidificación depende marcadamente de la transferencia local de calor que se desarrolla al interior de la pieza. El análisis de esta dependencia puede ser empleado para explicar las diferencias microestructurales observadas.

## MODELING OF THE SOLIDIFICATION KINETICS OF A356 ALLOY CASTINGS

### ABSTRACT

A coupled heat transfer and solidification kinetics model is employed to predict the thermal history, the solidification kinetics and the secondary interdendritic arm spacing as a function of the radial position within cylindrical A356 alloy sand castings. The model predictions are compared with experimental results by using, for the solidification kinetics characterization, the computer aided thermal analysis method called Fourier method. The suggest that there exist a strong dependence of the local solidification kinetics on the local heat transfer within the casting. The analysis of this dependence may be used to explain the observed changes in microstructural characteristics.

*Keywords: solidification, kinetics, heat transfer, modeling, A356 alloys*

## INTRODUCCIÓN.

La comprensión de los factores que afectan la formación de microestructura durante la solidificación y el enfriamiento de aleaciones, es de importancia fundamental para el control de las propiedades y de la calidad de los productos de fundición.

Debido a esto, en los últimos años ha surgido una nueva corriente en el modelado de la solidificación, que ha sido denominada macro-micro modelado, (Stefanescu, 1995), la cual incluye en su planteamiento básico, el modelado de la cinética de formación de microestructura acoplado al cálculo de la transferencia de calor. El principal problema a resolver consiste en describir la evolución de la temperatura en función del tiempo y la posición en una pieza que se enfría y solidifica, tomando en cuenta la cinética de solidificación de los microconstituyentes en formación durante la transformación de fase.

A pesar de los avances recientes en el modelado de la formación de microestructura (Kraft et al., 1996), existe sólo un limitado número de trabajos enfocados al estudio de los fenómenos que acontecen a nivel local dentro de una pieza durante la solidificación (Fras et al., 1996).

La cinética local de solidificación de la región central de piezas simétricas puede ser caracterizada experimentalmente mediante el procesamiento numérico de las curvas de enfriamiento asociadas a dos termopares introducidos dentro de la pieza en posiciones conocidas, empleando el método de análisis térmico asistido por computadora que ha sido denominado método de Fourier. Los conceptos fundamentales y la implementación de este método se discuten en la literatura (Fras et al., 1993).

Dentro de este marco, este trabajo persigue los siguientes objetivos:

(1) Elaborar un macro-micro modelo de solidificación que simule al enfriamiento y a la solidificación de una aleación hipoeutéctica base Al-Si (A356) colada en un molde de arena y comparar las predicciones del modelo con resultados experimentales en los aspectos térmico, cinético de solidificación y microestructural.

(2) Emplear los resultados obtenidos para explorar la interrelación existente entre la cinética local de solidificación y la transferencia de calor.

## MODELO ELABORADO

El modelo elaborado en este trabajo consiste en el acoplamiento de un modelo macroscópico de transferencia de calor con un modelo microscópico de cinética de solidificación.

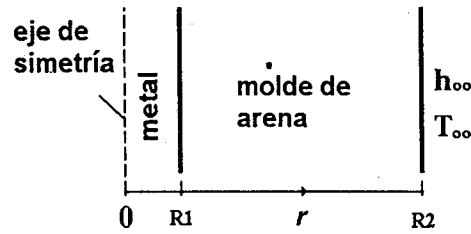


Fig.1: Representación esquemática del sistema

### Modelo Macroscópico

El sistema bajo estudio, representado esquemáticamente en la Fig.1, consiste de un cilindro de aleación A356, inicialmente líquido, a una temperatura cercana a los 700 °C rodeado por un molde de arena sílica, que se encuentra, al inicio del proceso, a la temperatura ambiente, 25 °C. La transferencia de calor del metal hacia el molde se produce como resultado del gradiente térmico presente en la intercara metal/molde.

En este trabajo se asume que durante el enfriamiento y la solidificación de la aleación, el principal mecanismo de transferencia de calor es la conducción. También se asume que el sistema bajo estudio, ver Fig.1, puede ser descrito en coordenadas cilíndricas, caso unidimensional, en la dirección radial. Asimismo se asume que las propiedades termofísicas son constantes para el metal líquido, el metal sólido y el material de moldeo. Bajo estas condiciones, la ec.(1) describe la conservación de energía en el sistema.

$$C_p \frac{\partial T}{\partial t} = k_i \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + L_f \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (1)$$

$$Q_a = Q_c + Q_s$$

En la ec.(1),  $T$  es la temperatura, (°C),  $C_p$  es la capacidad calorífica, (J/m<sup>3</sup>°C),  $t$  el tiempo, (s),  $k$  la conductividad térmica (W/m°C), el subíndice "i" indica la pertenencia al dominio del metal ( $i = 1$ ) o del molde ( $i = 2$ ). La fracción sólida y el calor latente de fusión son representados respectivamente por  $f_s$  y  $L_f$  (J/m<sup>3</sup>).

La solución de la ec.(1) permite conocer la evolución de la temperatura en función de la posición radial  $r$  y del tiempo  $t$ ,  $T(r,t)$ , en el sistema compuesto metal/molde. En la ec.(1),  $Q_a$  (W/m<sup>3</sup>) es el flujo volumétrico de calor acumulado,  $Q_c$  (W/m<sup>3</sup>) es el flujo volumétrico de calor intercambiado y  $Q_s$  (W/m<sup>3</sup>) es el flujo volumétrico de calor latente liberado, siendo este último término no nulo exclusivamente en el dominio del metal y durante la solidificación. Para resolver la ec.(1) fue empleado el método de diferencias finitas totalmente im-

plicito, para lo cual se generó una descripción discretizada del sistema cilíndrico metal/molde, constituida por un número conocido de elementos de volumen (EV). En el dominio del metal ( $i = 1$ ) y durante la solidificación, la historia térmica de un EV puede ser obtenida de la evolución del flujo local de calor acumulado,  $Q_a$  (ver ec.(1)), que a su vez puede ser simulado mediante el conocimiento del flujo neto de calor intercambiado por el EV con sus alrededores,  $Q_c$ , y del flujo de calor latente liberado por la solidificación local en el EV,  $Q_s$ .

Las condiciones de frontera que fueron empleadas para resolver la ec.(1) se adoptaron considerando (ver Fig. 1) la condición de simetría presente en el eje del cilindro metálico,  $r = 0$ , ec.(2), una transferencia convectiva de calor en la intercara molde/medio ambiente,  $r = R_2$ , ec.(3) y un contacto térmico perfecto en la intercara metal/molde,  $r = R_1$ , ec.(4).

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0 \quad (2)$$

$$k_s \frac{\partial T}{\partial r} = h_{\infty} (T_{s,R2} - T_{\infty}) \quad (3)$$

$$k_m \frac{\partial T}{\partial r} = k_s \frac{\partial T}{\partial r} \quad (4)$$

En las ecs.(3)-(4), los subíndices  $m$  y  $s$  corresponden al metal y a la arena respectivamente; la temperatura superficial del molde de arena, la temperatura del medio ambiente y el coeficiente convectivo de transferencia de calor son representados respectivamente por  $T_{s,R2}$  (°C),  $T_{\infty}$  (°C) y  $h_{\infty}$  (W/m<sup>2</sup>°C).

Las condiciones iniciales empleadas para resolver la ec.(1), suponiendo un llenado instantáneo del molde, se indican en la ec. (5), donde  $r$  es la posición radial (ver Fig. 1) y  $T_c$  es la temperatura a la cual fue vaciado el metal líquido en el molde.

$$\begin{aligned} T(r, t) ; t = 0: \\ r \leq R_1; T(r, 0) = T_c \\ r > R_1; T(r, 0) = T_x \end{aligned} \quad (5)$$

En el dominio del metal y durante la solidificación, la solución de la ec.(1) requiere del conocimiento de la evolución de la fracción sólida en función del tiempo y de la posición,  $f_s(r, t)$ , información que es extraída del modelo cinético de solidificación.

En la siguiente sección se muestran las consideraciones adoptadas para tratar la cinética de formación de microestructura. Esta sección finaliza con un comentario en relación al método experimental empleado para caracterizar la cinética local de solidificación, ya que la fundamentación del mismo se basa en los conceptos ya mencionados.

Rearreglando la ec.(1) se obtiene una expresión que permite explicar la fundamentación del método de Fourier, ec.(6):

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha_m \frac{\partial}{\partial r} \left( r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{Q_s}{Cp} = ZF + \frac{Q_s}{Cp} \quad (6)$$

donde  $\alpha_m$  (m<sup>2</sup>/s) es la difusividad térmica del metal y  $ZF$  (°C/s) es la curva cero o línea base de Fourier, la cual puede ser calculada, en campos térmicos simétricos (Fras et al, 1993), empleando la lectura proveniente de dos termopares ubicados en posiciones conocidas dentro de la pieza:

$$ZF = \alpha_m \left[ \frac{4(T_E - T_I)}{r_E^2 - r_I^2} \right] = \frac{Q_c}{Cp} \quad (7)$$

En la ec. (7),  $r$  es la posición radial con respecto al eje de simetría de la pieza y los subíndices  $I$  y  $E$  se refieren a las posiciones del termopar más cercano al eje de simetría,  $I$ , y del segundo termopar,  $E$ , respectivamente y  $Q_c$  representa el flujo neto de calor intercambiado por la región central de la pieza (la región ubicada entre  $r = 0$  y  $r_m = (r_I + r_E)/2$ ) con sus alrededores.

$$Q_s = Cp \left( \frac{\partial T_I}{\partial t} - ZF \right) \quad (8)$$

La ec.(8), obtenida rearreglando la ec.(6) en términos de  $Q_s$ , muestra que durante la solidificación el flujo instantáneo de calor latente liberado en la región central de la pieza puede ser calculado a partir de la diferencia entre la velocidad de enfriamiento medida en el termopar más cercano al eje de simetría y la curva cero de Fourier,  $ZF$ . La descripción detallada del procesamiento numérico asociado con este método, se encuentra en la literatura (Fras et al., 1993).

#### Modelo Microscópico

La aleación A356 está formada, por dos microconstituyentes principales: (i) una solución sólida rica en aluminio, que se presenta como dendritas equiaxiales de fase primaria, (Backerud, 1990); (ii)

el eutéctico irregular Al-Si, que consiste de placas alternadas de silicio y solución sólida de aluminio, espaciadas irregularmente, que se ubica en las regiones interdendríticas e intergranulares de los granos de fase primaria. Para simular la solidificación de estos microconstituyentes, el micromodelo considera a la nucleación, al crecimiento y al interbloqueo entre granos.

El modelo asume una nucleación instantánea para los granos equiaxiales dendríticos y eutécticos formados durante la solidificación. Se asume que la densidad de núcleos es una función de la velocidad local de enfriamiento de la aleación ( $dT/dt$ ) en el momento en que se alcanza la temperatura de líquidus (núcleos dendríticos) y la temperatura eutéctica (núcleos eutécticos) y se calcula empleando la ec.(9) donde  $N$  es el número de núcleos por unidad de volumen ( $m^{-3}$ ) y ( $dT/dt$ ) es la velocidad de enfriamiento cuando la aleación alcanza la temperatura de líquidus o la temperatura eutéctica. (Upadhyaya y Paul, 1992). Los valores de las constantes empleadas para cada microconstituyente se muestran en la tabla 1.

$$N = A + B(dT/dt)^2 \quad (9)$$

Para calcular la evolución de la fracción sólida asociada al crecimiento de la fase primaria, se empleó el modelo propuesto por Kanetkar y Stefanescu (1988) para crecimiento equiaxial dendrítico, incorporando el concepto de soluto equivalente (Wang et al, 1993), para tomar en cuenta la naturaleza multicomponente de la aleación A356. La aleación multicomponente es representada por un sistema binario equivalente en donde el Al es el solvente y un soluto equivalente representa las contribuciones de todos los solutos presentes en la aleación. El diagrama de fases asociado al binario equivalente, es caracterizado por cuatro parámetros: la pendiente equivalente de líquidus, el coeficiente de reparto de soluto equivalente, la concentración inicial de soluto equivalente y la solubilidad máxima de soluto equivalente representados respectivamente por  $\bar{m}_l$ ,  $\bar{k}_o$ ,  $\bar{C}_o$ , y  $\bar{C}_s^{mx}$ .

Los valores de estos parámetros, mostrados en la Tabla 2, fueron calculados empleando el procedimiento propuesto por Wang et al., (1993) considerando la composición química de la aleación bajo estudio, ver Tabla 3 y los datos de pendientes de líquidus y los coeficientes de reparto reportados en la literatura (Backerud, 1990).

Para calcular el crecimiento de la fase primaria, el grano dendrítico semisólido es reemplazado por una esfera sólida equivalente, la cual contiene la misma cantidad de soluto. La velocidad de crecimiento de la esfera sólida equivalente se calcula mediante la ec. (10):

Tabla 1: Propiedades y parámetros empleados.

Aleación A356	Unidades
Nucleación dendrítica $N = 3.7 \times 10^9 + 2.3 \times 10^7 (dT/dt)^2$	( $m^{-3}$ )
Nucleación eutéctica $N = 5.2 \times 10^8 + 3.5 \times 10^6 (dT/dt)^2$	( $m^{-3}$ )
$k_m$ (líquido) = 77.36	( $W/m^2C$ )
$k_m$ (sólido) = 122.26	( $W/m^2C$ )
$\alpha_m$ (líquido) = $3.2 \times 10^{-5}$	( $m^2/s$ )
$\alpha_m$ (sólido) = $5.5 \times 10^{-5}$	( $m^2/s$ )
$\varphi = 2450$	( $Kg/m^3$ )
$L_f = 9.5 \times 10^6$	( $J/m^3$ )
$\Gamma = 9.3 \times 10^{-3}$	( $m^2C$ )
$D = 3 \times 10^{-9}$	( $m^2/s$ )
$M = 5.3 \times 10^{-18}$	( $m^2/s$ )
$\mu_E = 5 \times 10^{-6}$	( $m/s^2C^2$ )
Molde de arena sílica	
$\varphi = 1500$	( $Kg/m^3$ )
$k_s = -4.3 \times 10^{-10} T^{-3} + 1.4 \times 10^{-6} T^2 - 1.13 \times 10^{-2} T + 1.039$	( $W/m^2C$ )
$T < 600^{\circ}C: C_{p_s} = -9.5 \times 10^{-3} T^2 + 1.2 T + 740.69$	( $J/Kg^{\circ}C$ )
$T > 600^{\circ}C: C_{p_s} = 1045.03 + 0.13 T$	( $J/Kg^{\circ}C$ )
$h_o = 20$	( $W/m^2C$ )

Tabla 2: Parámetros de soluto equivalente empleados por el modelo

$\bar{m}_l$ ( $^{\circ}C/\%$ )	$\bar{k}_o$ (---)	$\bar{C}_o$ (%)	$\bar{C}_s^{mx}$ (%)
-6.32	0.124	8.42	1.85

Tabla 3: Composición química de la aleación bajo estudio (%en peso)

Si	Mg	Fe	Cu	Al
7.6	0.25	0.48	0.10	bal.

$$\frac{dR_s}{dt} = \frac{D \bar{m}_l}{\pi^2 \Gamma (\bar{k}_o - 1) \bar{C}_o} (\bar{C}^* - \bar{C}_o)^2 \quad (10)$$

donde  $R_s$  es el radio instantáneo de la esfera sólida equivalente (m),  $D$  es el coeficiente de difusión del soluto en el líquido ( $m^2/s$ ),  $\Gamma$  es el parámetro de Gibbs-Thomson ( $^{\circ}C m$ ),  $\bar{C}^*$  es la concentración de soluto equivalente en la punta dendrítica, y  $\bar{C}_o$  es la concentración promedio de soluto equivalente en el líquido remanente, obtenida de un modelo de microsegregación.

El espaciamiento interdendrítico secundario, DAS, es calculado en función del tiempo local de solidificación,  $t_s$  es decir el tiempo transcurrido desde el inicio y hasta el fin de la solidificación local y  $M$  es un coeficiente de correlación semiempírico (Zou, Apelian, 1993).

$$D.A.S = 5.5(M t_s)^{1/3} \quad (11)$$

Para modelar el crecimiento del eutéctico, fue utilizada la ec.(12), (Magnin, 1991), donde  $R_E$  es el radio de grano eutéctico y  $\mu_E$  ( $m/s^{\circ}C^2$ ) es el coeficiente de crecimiento asociado.

$$\frac{dR_E}{dt} = \mu_E \Delta T_E^2 \quad (12)$$

Para tomar en cuenta el efecto del interbloqueo, se empleó la ecuación de Jhonson-Mehl (Fras et al., 1992).

Durante la solidificación, el cambio local en fracción sólida realizado en un intervalo de tiempo es calculado al inicio de cada paso de cálculo introduciendo la última temperatura local dentro del modelo cinético de solidificación. Los resultados obtenidos son empleados durante el cálculo del nuevo campo de temperaturas. Las propiedades termofísicas y los parámetros empleados en la aplicación del modelo se muestran en la tabla 1. La información relativa a la aleación A356 fue tomada de la literatura (Rappaz, 1987) y la información del material de molde fue la empleada por F.Mampaey, (1988).

#### DESARROLLO EXPERIMENTAL

Con el fin de comparar las historias térmicas, la cinética local de solidificación y las longitudes microestructurales predichas por el modelo elaborado con evidencia experimental, se fundieron, en un horno eléctrico, cantidades predeterminadas de aleación A356 cuya composición química es mostrada en la tabla 3. La aleación líquida fue degasificada con argón, durante ocho minutos y fue vaciada, a una temperatura de colada, medida en el crisol, de 720 °C, dentro de un molde de arena que presenta una cavidad cilíndrica de 16 mm de diámetro por 150 mm de altura, aislado térmicamente en la base y en la tapa del cilindro con placas de asbesto. Con el fin de registrar la historia térmica de la aleación, se introdujeron en la sección transversal que corresponde a la mitad de la altura del cilindro, dos termopares tipo K chromel-alumel recubiertos con fundas bifilares de alúmina de 1.6mm de diámetro externo y fueron ubicados en dos posiciones radiales con respecto al eje de simetría de la pieza: 0.5 mm y 3.5 mm. Los termopares fueron conectados a un sistema de adquisición de datos y a una computadora personal. Las curvas de enfriamiento obtenidas fueron procesadas numéricamente empleando el método de Fourier para obtener información de la cinética de solidificación en la región central de la pieza.

La probeta sólida fue cortada transversalmente a la mitad de la altura del cilindro con el fin de verificar las posiciones de los termopares y la muestra así obtenida fue preparada metalográficamente para observar la microestructura. Para el análisis

metalográfico fueron consideradas tres regiones de interés: (1) en  $r = 0$  mm: centro de la muestra; (2) en  $r = 8$  mm: intercara metal/molde y finalmente (3) en  $r = 4$  mm: región intermedia. La atención se centró en los valores locales promedio del espaciamiento interdendrítico secundario (DAS).

#### RESULTADOS

La Fig.2 muestra las curvas experimentales de enfriamiento que resultan de las lecturas de los dos termopares ubicados en las dos posiciones radiales anteriormente mencionadas. En la Fig.3 se muestran las curvas de enfriamiento obtenidas de la resolución numérica de la ec.(1) a través de la aplicación del modelo elaborado, considerando para el cálculo las condiciones experimentales de llenado del molde y desplegando las evoluciones locales de temperatura en las posiciones radiales de interés (0.5 mm y 3.5 mm).

La Fig.4 muestra las predicciones del modelo con respecto a la variación del DAS en función de la posición radial en la pieza. Los valores mostrados fueron calculados por el modelo tomando en cuenta los tiempos locales de solidificación y la ec.(11).

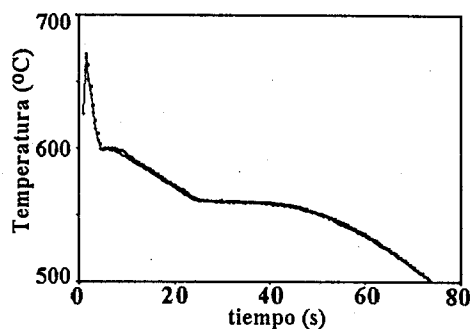


Fig.2: Curvas de enfriamiento asociadas a las lecturas experimentales.

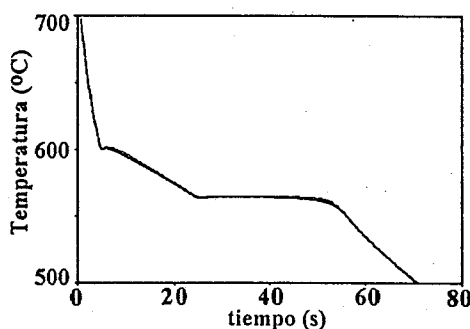


Fig.3: Curvas de enfriamiento predichas por el modelo empleando para el cálculo las condiciones experimentales.

Las Figs.5 y 6 muestran las fotomicrografías de la región central y extrema de la probeta experimental. En la parte superior izquierda de la Fig.6 se puede apreciar que conforme la región explorada se desplaza de la interfase metal/molde, región adyacente a la zona que aparece oscura, hacia el interior de la pieza, el DAS local tiende a adoptar valores similares a los presentes en el centro de la pieza, Fig.5.

Con el fin de comparar la cinética de solidificación actuante en la región central del cilindro las curvas

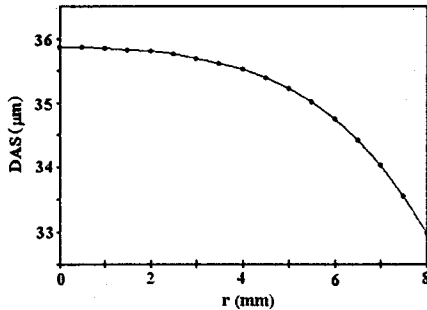


Fig.4: Predicciones del modelo para la variación del DAS en función de la posición radial dentro de la pieza.



Fig.5: Dendritas de fase primaria obtenidas en la región central ( $r = 0$  mm) de la probeta experimental, (50X).



Fig.6: Dendritas de fase primaria obtenidas en la región extrema ( $r = 8$  mm) de la probeta experimental, (50X).

de enfriamiento experimentales y simuladas, mostradas en las Figs. 2 y 3, fueron procesadas numéricamente aplicando el método de Fourier (Fras et al.,1993).

En la Fig.7 se muestra la evolución de la velocidad de solidificación,  $dfs/dt$ , obtenida de la aplicación del método de Fourier a las curvas de enfriamiento consideradas.

Para obtener los resultados mostrados en la Fig.7 se empleó, entre otros cálculos, la ec.(14). En esta figura se distinguen dos picos principales, el primero corresponde a la solidificación de las dendritas de fase primaria y el segundo está asociado a la solidificación del microconstituyente eutéctico.

La Fig.8 muestra las predicciones del modelo en relación con las evoluciones locales de  $Q_c$  y la velocidad de solidificación,  $dfs/dt$ , ver ec.(1), asociadas a tres posiciones dentro del cilindro: (1) centro de la muestra, (c), en  $r = 0$  mm; (2) interfase metal/molde, (i), en  $r = 8$  mm y (3) región intermedia, (m), en  $r = 4$  mm. La Fig.9 muestra las predicciones del modelo para las evoluciones locales del gradiente térmico,  $dT/dr$  ( $^{\circ}C/m$ ) y  $dfs/dt$  en las tres posiciones consideradas.

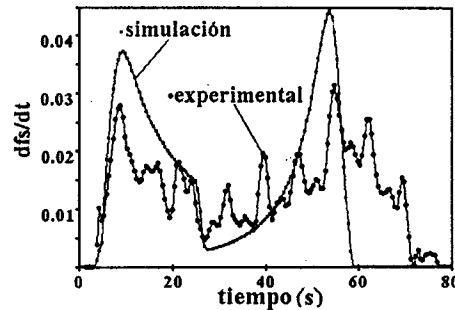


Fig.7: Evolución de la velocidad de solidificación,  $dfs/dt$ , obtenida del procesamiento numérico de las curvas de enfriamiento consideradas empleando el método de Fourier.

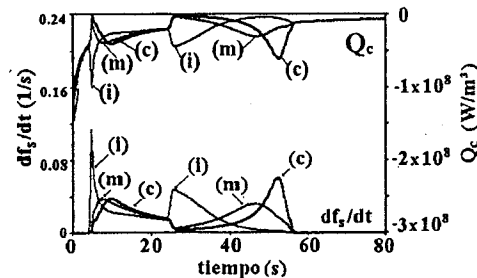


Fig.8: Evolución de  $Q_c$  y de  $dfs/dt$  en tres diferentes zonas de la pieza: eje de simetría (c: centro), interfase metal/molde (i) y región intermedia entre las anteriores (m).

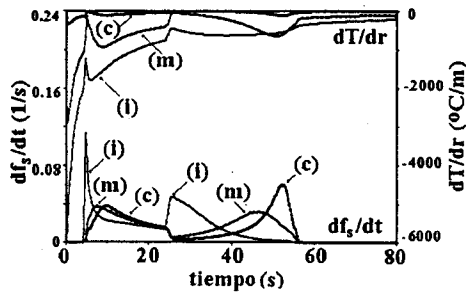


Fig.9: Evolución del gradiente térmico,  $dT/dr$  y de la velocidad de solidificación,  $dfs/dt$  en las zonas mencionadas en la Fig.8.

## DISCUSIÓN

Comparando los resultados experimentales con las predicciones obtenidas del modelo se observa, en las Figs.2 -7 una aceptable concordancia cualitativa entre las historias térmicas, las tendencias microestructurales así como las tendencias cinéticas de solidificación. Al comparar cuantitativamente estos resultados se encuentran algunas discrepancias, principalmente en las curvas de enfriamiento, Figs.2 y 3 y en las evoluciones de  $dfs/dt$ , Fig.7, al final de la solidificación eutéctica. Estas discrepancias pueden deberse a las limitaciones asociadas con las suposiciones simplificadoras del modelo, al limitado conocimiento de las propiedades termofísicas y de los parámetros empleados, o también a los errores de medición.

Los resultados obtenidos sugieren que la información aportada por el modelo puede ser empleada como una primera aproximación para explorar la fenomenología tendiente a explicar lo que acontece al interior de la pieza durante el enfriamiento y la solidificación.

En la Fig.8, que muestra las predicciones del modelo para las velocidades locales de solidificación y los flujos volumétricos de calor intercambiado  $Q_c$ , en cada una de las tres regiones consideradas para la observación metalográfica, se observa que la posición relativa dentro de la pieza afecta la evolución local de las velocidades de solidificación y de los eventos térmicos. Esto a su vez modifica las condiciones presentes durante la solidificación y afecta las características microestructurales del sólido formado en diferentes posiciones dentro de la pieza. Las predicciones del modelo indican que la solidificación inicia casi simultáneamente en toda la pieza, como se observa en el repentino aumento en las velocidades de solidificación asociadas a las tres posiciones consideradas, ver Fig.8,  $t = 6$  s. en donde también se nota que inmediatamente después del inicio de la solidificación se presenta una disminución en el crecimiento de las velocidades de solidificación presentes en

las regiones internas de la pieza, (c) y (m). Esta tendencia continúa hasta que la mayor parte del calor liberado por la solidificación inicial de la región más externa de la pieza (Fig.8,  $Q_c$  en (i)) es transferida hacia el molde. Cuando esto se logra las regiones internas aceleran su solidificación incrementando secuencialmente, del exterior y hacia el interior, las velocidades locales de solidificación. De lo anterior, en la Fig.8 se observa una marcada dependencia de la evolución de la solidificación con respecto a la transferencia local de calor. Ya que  $Q_c$  representa al flujo de calor intercambiado por el volumen local con sus alrededores, (ver ec.(1)), el modelo indica que la solidificación local depende de la posibilidad de extraer el calor latente desde el volumen local hacia el exterior del sistema. Esto a su vez está restringido por la limitada capacidad extractora de calor asociada a la baja difusividad térmica que presenta el molde de arena sílica. De aquí se desprende que la cantidad de calor que puede ser transferida a través del molde impone una restricción dinámica a la evolución del enfriamiento de la pieza.

Cuando la región de la pieza cercana a la intercarra metal/molde, durante el enfriamiento, alcanza la temperatura de líquidus, la solidificación local de esta zona inicia. Como el calor latente liberado no puede ser transferido libremente hacia el molde, debido a las restricciones ya mencionadas, la acumulación de energía térmica en esta región provoca cambios en los gradientes térmicos que actúan al interior de la pieza.

La Fig.9 muestra las predicciones del modelo para la evolución de los gradientes térmicos locales, presentes en las tres regiones consideradas. En esta figura se observa que cuando la región más externa de la pieza, (i), inicia su solidificación (ver Fig.9,  $t = 6$  s) y como el calor latente generado no puede ser transferido fácilmente hacia el molde, la acumulación local de energía produce una reducción en los gradientes térmicos locales actuantes en las regiones internas (m) y (c). Esto a su vez modifica los intercambios de calor entre las diferentes regiones de la pieza ( $Q_c$  en la Fig 8), y controla la evolución de la solidificación dentro de la pieza. Se infiere, entonces, que el calor latente liberado durante la solidificación de la región más externa de la pieza y la limitación a la extracción de calor impuesta por la baja difusividad térmica del molde, están relacionadas con los cambios observados en los gradientes térmicos locales, lo cual restringe la solidificación de las regiones más internas de la pieza, controlando la cantidad de calor que puede ser transferida desde estas regiones hacia el exterior.

Se ha encontrado (Kurz,Fisher,1986) que la magnitud de los espaciamientos dendríticos depende del subenfriamiento térmico operante durante la formación de las dendritas y también del tiempo disponible para su engrosamiento. De acuerdo con esto los menores espaciamientos dendríticos es-

tán asociados a grandes subenfriamientos y a tiempos locales de solidificación reducidos. Las teorías de crecimiento dendrítico (Kurz, Fisher, 1986) señalan que conforme se incrementa el subenfriamiento térmico operante hay un incremento en la velocidad de solidificación y una disminución en el espaciado interdendrítico. Traduciendo lo anterior a lo observado en la Fig.8, el modelo muestra que durante la formación de las dendritas de fase primaria ( entre  $t = 6$  y  $26s$  ), la máxima velocidad de solidificación se presenta en la vecindad inmediata a la interfase metal/molde. También se observa que las velocidades de solidificación presentes en las regiones intermedia y central son similares entre sí. Durante la solidificación del microconstituyente eutéctico ( entre  $t = 26$  y  $56s$  ) el modelo predice que el menor tiempo local de solidificación es alcanzado en la región (i) mientras que las regiones (m) y (c) muestran tiempos locales de solidificación similares entre sí, como se desprende de las intersecciones de las evoluciones locales de velocidad de solidificación con el eje de las abscisas, al final de la solidificación. En resumen el modelo indica que los cambios observados de los espaciados interdendríticos secundarios en función de la posición dentro de la pieza están asociados a los cambios en los gradientes térmicos locales que se presentan al interior de la pieza como resultado de las restricciones a la extracción de calor impuestas por la baja difusividad térmica del material de moldeo y a las consecuencias térmicas y cinéticas de solidificación asociadas a estos cambios.

## CONCLUSIONES

La comparación entre los resultados predichos por el modelo elaborado y los resultados experimentales encontrados muestra una concordancia cualitativa aceptable en las historias térmicas, en la cinética de solidificación y en las tendencias microestructurales, en particular en la variación local del DAS en función de la posición radial dentro de la pieza cilíndrica.

Los resultados experimentales y los predichos por el modelo sugieren que existe una total dependencia de la cinética local de solidificación con respecto a la transferencia local de calor y que el análisis de esta dependencia puede ser empleada para explicar los cambios observados en las características microestructurales presentes en diferentes posiciones dentro de una pieza colada en un molde de arena.

## AGRADECIMIENTOS

Agradecemos el apoyo financiero a la DGAPA, UNAM, Proyecto IN-501596 y por su asesoría técnica a Adrián A. Villeda y a Eduardo A. Caballero.

## REFERENCIAS

Backerud L., Krol E., Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, vol 2, Foundry Alloys, AFS-Skan Aluminium U.S.A. (1990).

Fras E., Macro and Micro Modeling of the Solidification Kinetics of Castings, AFS Transactions: 100, 583-591 (1992).

Fras E., Kapturckiewicz W., A New Concept in Thermal Analysis of Castings, AFS Transactions: 101, 505-510 (1993).

Fras E., Kapturckiewicz W., Secondary Nucleation of Eutectic Graphite Grains, AFS Transactions: 104, 1-4 (1996).

Kanetkar C., Stefanescu D.M., Macro-Micro Modeling of Solidification of Hypoeutectic and Eutectic Al-Si Alloys, AFS Transactions: 96, 591-598, (1988).

Kraft T., Exner H.E., Numerical Simulation of Solidification. Part 1: Microsegregation in Binary Alloys, Z. Metallkunde: 87( 7), 508-611(1996).

Kurz W., Fisher D. J., Fundamentals of Solidification, Trans. Techique Publications, 1st. Ed., Switzerland, (1986).

Magnin P., Growth of Irregular Eutectics and the Al-Si System, Acta Metall. Mater: 39, 469-480 (1991).

Mampaey F., An Experimental and Simulation Study of the Nucleation and Eutectic Cell Count in Lamellar Graphite Cast Iron, 55th International Foundry Congress, Moscú (1988)

Rappaz, M., Solute Difusion Model for Equiaxed Dendrite Growth, Acta Metallurgica: 35, 1487-1497 (1987).

Stefanescu D.M., Methodologies for Modeling of Solidification Microstructure and Capabilities, ISIJ International: 35, (6), 637-650 (1995).

Upadhyaya G., Paul A.J., Comprehensive Casting Analysis Model Using a Geometry-Based Technique Followed by Fully Coupled 3-D Fluid Flow, Heat Transfer and Solidification Kinetics Calculations, AFS Transactions: 100, 925-933 (1992).

Wang H.P., Zou J., Perry E.M., Doherty R., Investment Casting Solidification Simulation of Nickel-based Super-alloys: Micromodeling Aspects, AFS Transactions: 101, 771-779 (1993).

Zou J., Apelian D., Modeling of Microstructure Evolution and Microporosity Formation in Cast Aluminium Alloys, AFS Transactions: 98, 871-878 (1990).