




Influencia de la inoculación

y la velocidad de enfriamiento sobre la estructura de solidificación de fundiciones esferoidales



Graciela Rivera, Roberto Boeri y Jorge Sikora
DIV. METALURGIA - INTEMA
FAC. INGENIERÍA- UNMDP

Resumen

En este trabajo se describen sintéticamente algunos resultados referidos al efecto que la inoculación y la velocidad de enfriamiento (tamaño de pieza) ejercen sobre la estructura de solidificación de fundiciones esferoidales.

Se ha podido determinar que mediante la adecuación del proceso de inoculación se puede aumentar significativamente el conteo nodular, pero este procedimiento no es efectivo para refinar la estructura de solidificación, dispersar la microsegregación y por ende homogenizar la microestructura final. En cambio, el incremento de la velocidad de enfriamiento tie-

ne un marcado efecto sobre la homogeneidad microestructural.

Introducción

La estructura de solidificación de todo material fundido tiene una marcada influencia sobre la microestructura final y sus propiedades. Para el caso de las Fundiciones de Hierro con Grafito Esferoidal (FE), la correlación entre estructura de solidificación, microestructura y propiedades aún no está claramente establecida, dado que las transformaciones de fase en estado sólido que tienen lugar durante el enfriamiento hasta temperatura ambiente, enmascaran la estructura de solidificación y dificultan su revelado mediante metalografía clásica.

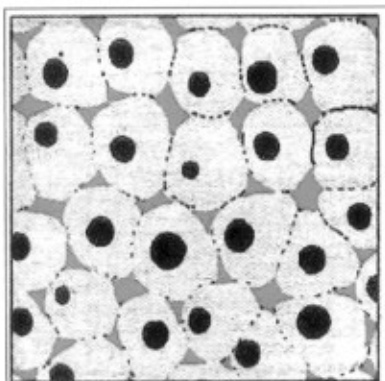


Figura 1. representación esquemática de la estructura de solidificación de acuerdo al modelo uninodular

La mayoría de los investigadores basan sus estudios en un modelo de solidificación en el cual cada unidad de solidificación se considera formada por un solo nódulo envuelto por austenita, razón por la cual se lo denomina modelo uninodular. Este modelo predice que las regiones microsegregadas corres-

pondientes a las últimas zonas en solidificar se distribuyen en la microestructura de acuerdo a lo indicado por las zonas coloreadas en la Figura 1. Por esta razón, al correlacionar directamente el grado de refinamiento de la estructura de solidificación con el conteo nodular, recomiendan utilizar técnicas eficientes de inoculación, que logren incrementar significativamente el conteo nodular, con el objetivo de obtener mayor refinamiento de la estructura de solidificación, microsegregación más dispersa, microestructuras más homogéneas y mejores propiedades mecánicas [1,2,3,4,5]. Hasta el momento no se han obtenido resultados irrefutables que per-

mitan validar esta hipótesis, dada la imposibilidad de revelar la estructura de solidificación por los motivos anteriormente descritos. Sin embargo, el grupo de investigación de la División Metalurgia del INTEMA (DMI) ha logrado revelar la macro y la micro estructura de solidificación de FE solidificadas normalmente en moldes de arena, demostrando que la austenita eutéctica crece dendríticamente, dando origen a una estructura de grano (macroestructura de solidificación) y a un patrón de microsegregación, que caracterizan a la microestructura de solidificación. El patrón de microsegregación permanece prácticamente constante luego de las transformaciones en estado sólido [6,7].

En base a las observaciones realizadas se ha propuesto el modelo esquematizado en la Figura 2 [8]. Las figuras 2-a a 2-c muestran la evolución de la macroestructura de solidificación (en esta escala los nódulos de grafito no son visibles). Las Figuras 2-d a 2-f muestran la evolución de la microestructura de solidificación, correspondiente a las regiones de la macroestructura señaladas con flechas. Según este modelo la estructura de solidificación resulta formada por granos de austenita eutéctica. Las regiones micro-

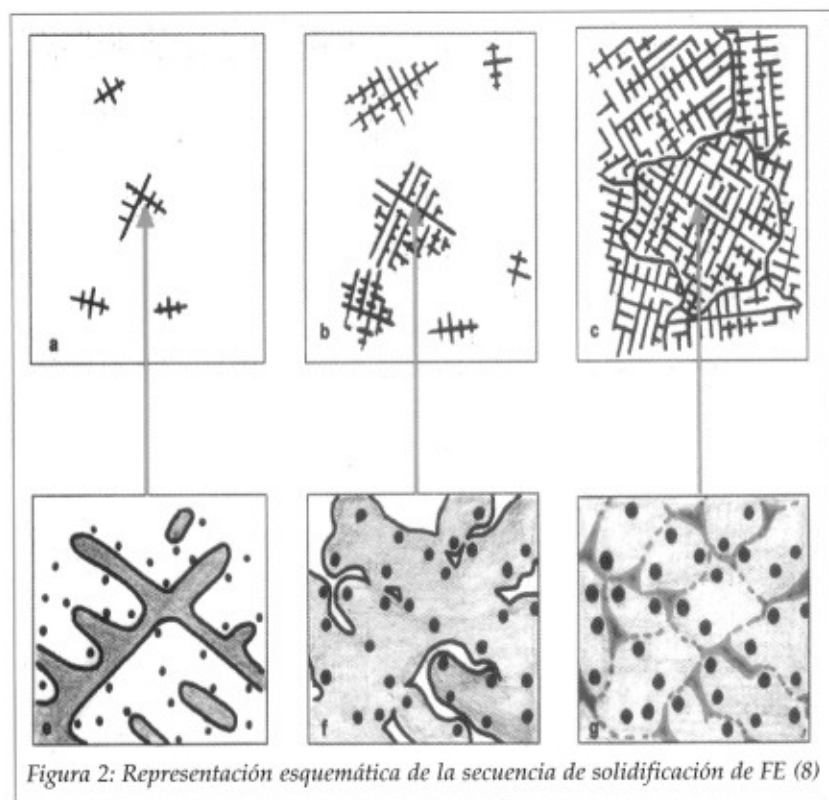


Figura 2: Representación esquemática de la secuencia de solidificación de FE (8)

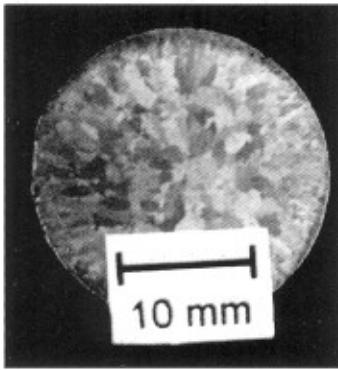


Figura 3. macroestructura de solidificación de FE (7)

segregadas, y por lo tanto las inhomogeneidades microestructurales asociadas a ellas, se presentan entre los brazos de la austenita dendrítica de cada grano, de acuerdo a la distribución de las regiones coloreadas. Las líneas punteadas, que unen las zonas microsegregadas más próximas, han sido trazadas manualmente para determinar áreas cerradas denominadas "células". La división manual en células se realiza a fin de lograr un parámetro para la cuantificación del grado de refinamiento de la fase austenita y de la dispersión de la microsegregación, pero no se corresponde con una división física real.

A continuación se describirán las metodologías, materiales y principales resultados de un estudio breve que tiene por objeto analizar la influencia de la velocidad de enfriamiento y el proceso de inoculación, sobre la micro y macroestructuras de solidificación.

Técnicas metalográficas desarrolladas por la DMI para revelar la estructura de solidificación de FE

Macroataque

Esta técnica permite revelar macroscópicamente la estructura de solidificación compuesta por los granos de austenita eutéctica, como puede observarse en la Figura 3. Cabe destacar que cada grano contiene un elevado número de nódulos,

no visibles en la observación macroscópica. La hipótesis de partida para el desarrollo de ésta técnica fue producir una microestructura, a temperatura ambiente, compuesta por fases que precipiten guardando una relación de orientación cristalina con la austenita original. El método desarrollado consiste en la aplicación de un ciclo térmico, denominado por los autores DAAS (Direct Austempering After Solidification), y posterior ataque

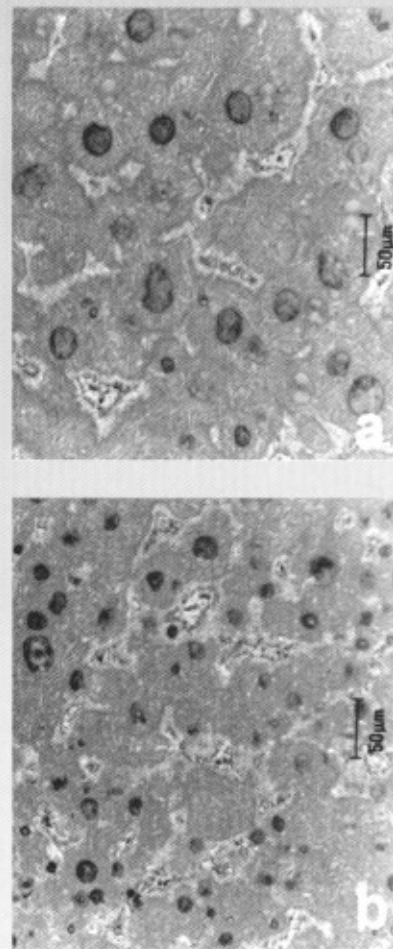


Figura 4: Microestructura de solidificación de FE

con Picral 4%. Las muestras así obtenidas presentan matriz ausferrítica formada directamente a partir de la austenita eutéctica. Esta técnica ha sido descrita en detalle anteriormente [7].

Las muestras sobre las que se ha revelado la microestructura son luego fotografiadas, y sobre las copias fotográficas se contornean manualmente los granos. Mediante un programa de análisis de imágenes se mide el área promedio de grano eutéctico (Ag). Luego, el número de granos por unidad de área (Ng) se calcula como $(Ag)^{-1}$.

Microataque

Esta técnica permite revelar la microestructura de solidificación a partir del revelado de los patrones de microsegregación originados durante la solidificación. Consiste en lograr un ataque color, empleando un reactivo químico que revela las zonas microsegregadas correspondientes a las últimas regiones en solidificar, identificadas con flechas en la Figura 4-a. Esta técnica también ha sido detalladamente reportada [6].

Las muestras con microataque son fotografiadas y sobre las copias fotográficas se unen, manualmente, las zonas microsegregadas

Colada	Composición química						
	CE	C	Si	Mn	Cu	Ni	Mg
1-s/i	4.22	3.28	2.83	0.25	0.33	0.35	0.047
1-i	4.23	3.26	2.92	0.25	0.34	0.35	0.045
2	4.30	3.37	2.79	0.32	0.60	0.62	0.046

reveladas, determinado las células (Figura 4-b).

Materiales

La Tabla 1 lista la composición química de las coladas utilizadas en este trabajo. Para estudiar la influencia de la inoculación se tra-

bajó con las coladas denominadas 1-i y 1-s/i. La colada 1-i fue posinoculada en el molde (utilizando pastillas de Tenbloc tipo ZR de 20.5 mm de diámetro y 10 g de peso), y la colada 1-s/i no fue sometida a este tratamiento. Se analizó la estructura de solidificación

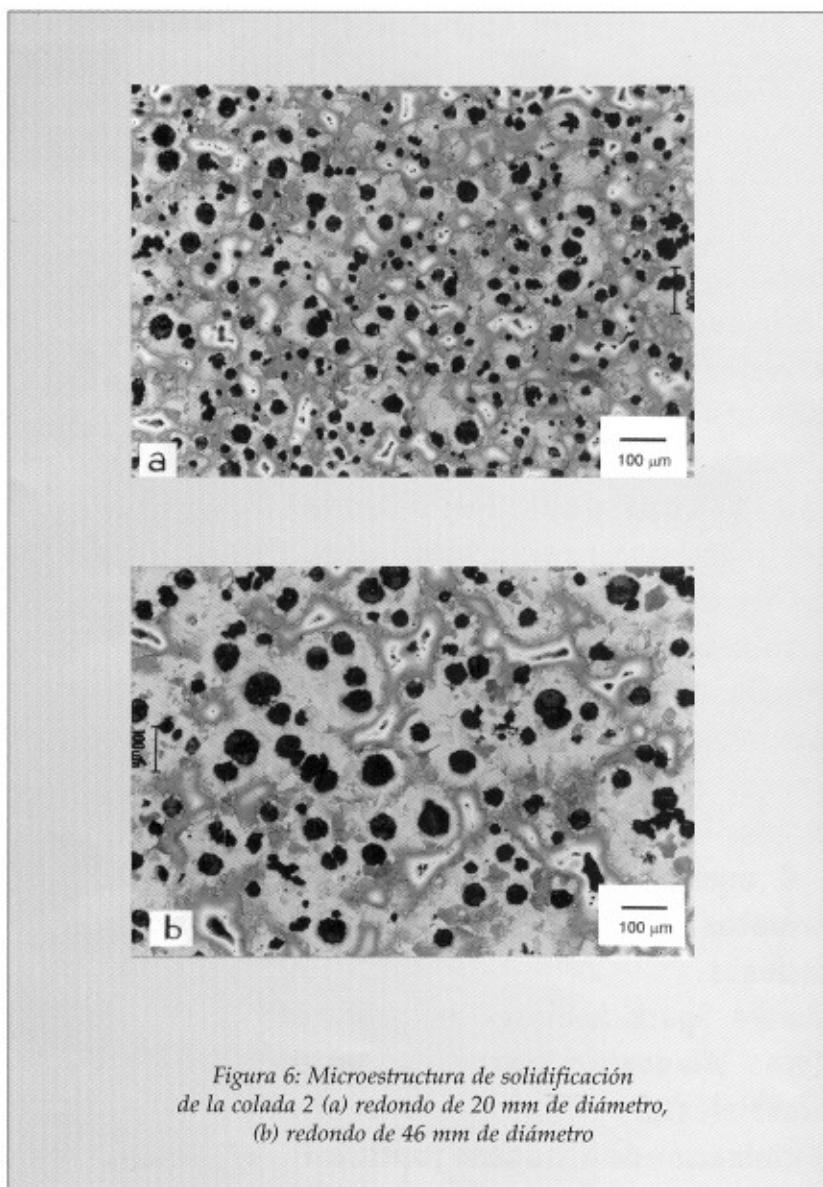


Figura 6: Microestructura de solidificación de la colada 2 (a) redondo de 20 mm de diámetro, (b) redondo de 46 mm de diámetro

de redondos de 20 mm de diámetro y 100 mm de longitud.

Para efectuar el análisis de la velocidad de enfriamiento se trabajó con la colada denominada 2, y se observó la estructura de solidificación de redondos de 20, 30 y 46 mm de diámetro y 200 mm de longitud.

Las coladas fueron producidas en la planta piloto de la División Metalurgia del INTEMA. La fusión se realizó en horno de inducción y el metal líquido fue tratado con 2% en peso de Fe-Si-Mg-Ca-Ce (9%Mg) e inoculado con 0.65% en peso de FeSi (75%Si).

Influencia de la inoculación sobre la estructura de solidificación de FE

En la Tabla 2 se listan los valores de número de nódulos por unidad de área (Nn), número de granos por unidad de área (Ng) y número de células por unidad de área (Nc) para las muestras provenientes de la colada sin inoculación tardía (1-s/i) y de la colada posinoculada en el molde (1-i). Se observa que más allá del significativo incremento en el conteo nodular (Nn), atribuido al proceso de posinoculación, los valores del número de granos por unidad de área (Ng) son similares para ambas coladas.

Tabla 2. Caracterización de la macro y la microestructura de solidificación de las coladas con distinto proceso de inoculación

Colada	Nn [nódulos/mm ²]	Ng [granos/mm ²]	Nc [células/mm ²]
1-s/i	297	3.9	38
1-i	518	3.3	44

Por otra parte, si se analizan los conteos nodulares (Nn) y los conteos celulares (Nc), se observa que el refinamiento de la fase austenita (caracterizado por el parámetro Nc) aumenta levemente (16%) mientras que el refinamiento de la fase grafito (caracterizado por el parámetro Nn) se incrementa marcadamente (75%). Un cuidadoso análisis sobre diversas regiones

de muestras de las coladas 1-i y 1-s/i permite establecer que no se presentan diferencias notables en cuanto a las características de las regiones microsegregadas (Figura 5).

Estos resultados permiten concluir que, en piezas de igual composición química e igual tamaño, el incremento del conteo nodular no tiene influencia sobre la macroestructura de soli-

Tabla 3. Caracterización de la macro y la microestructura de solidificación de las muestras con distinta velocidad de enfriamiento de la colada 2

Diámetro	Nn [nódulos/mm ²]	Ng [granos/mm ²]	Nc [células/mm ²]
20mm	246	4.6	38
46mm	118	3.8	12

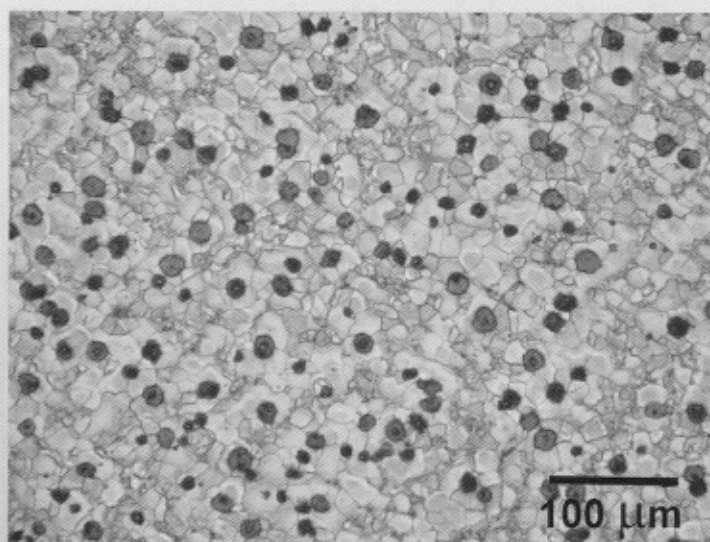


Figura 7: Microestructura de solidificación correspondiente a 2mm de ancho

dificación (estructura de grano) de FE eutécticas, y además, contrariamente a lo habitualmente aceptado, no es el recurso más apropiado para dispersar la microsegregación y homogeneizar la microestructura.

Influencia de la velocidad de enfriamiento sobre la estructura de solidificación de FE

En la Tabla 3 se listan los valores de N_n , N_g , y N_c correspondientes a los redondos de 20 y 46 mm de diámetro de la colada 2. Si se analizan los valores de N_g , se puede observar que, dentro de los rangos de variación de velocidad de enfriamiento analizados, el tamaño de grano permanece aproximadamente constante. Si se analizan los valores de N_c y N_n , se observa en cambio que cuando la velocidad de enfriamiento aumenta, tanto el refinamiento de la microestructura de solidificación (caracterizada mediante el parámetro N_c) como la dispersión de la fase grafito (caracterizada por el parámetro N_n) aumentan. La Figura 6 permite apreciar claramente la mayor dispersión de la microsegregación para la pieza de menor tamaño (mayor velocidad de enfriamiento)

Se observa entonces que, dentro del rango de variación investigado, la veloci-

dad de enfriamiento no tiene un efecto significativo sobre la estructura de grano, pero si en cambio se observa un refinamiento marcado de la microestructura de solidificación, y en consecuencia de la microsegregación, lo cual afectará finalmente la homogeneidad de la microestructura y por ende las propiedades mecánicas (9). Este concepto resulta fundamental para el desarrollo de piezas de FE de pequeño espesor, donde merced a la gran dispersión de la microsegregación se logran microestructuras altamente homogéneas (Figura 7).

Comentario

Se ha pretendido mostrar resumidamente algunos resultados que brindan nuevas evidencias y motivan la revisión de conceptos fundamentales referentes a la solidificación de las fundiciones nodulares. Los autores del presente han trabajado extensamente en este tema, realizando diversas publicaciones en la literatura especializada. Resulta difícil sintetizar esta labor en un breve artículo de divulgación, pero cabe mencionar que varios de nuestros trabajos han impactado sobre el avance del conocimiento científico-tecnológico, más allá de la mera curiosidad de laboratorio. En tal sentido se ha

planteado la necesidad de revisar y adecuar normas de control de calidad y modificar criterios de fabricación. Como ejemplo de este último aspecto, puede destacarse la importancia que conlleva el reemplazo de piezas macizas aleadas, que requieren alta resistencia mecánica, por otras huecas de paredes delgadas, que además de resultar más livianas y económicas pueden presentar mejores propiedades. ■

Referencias

1. J. Liu, R. Elliott. *The influence of cast structure on the austempering of ductile iron. Part1: Modelling of the influence of nodule count on microsegregation, International Journal of Cast Metals Research, Vol. 10, 301-305, 1998.*
2. J. Liu, R. Elliott. *The influence of cast structure on the austempering of ductile iron. Part2: Assessment of model calculations of microsegregation, International Journal of Cast Metals Research, Vol. 12, 75-82, 1999.*
3. J. Liu, R. Elliott. *The influence of cast structure on the austempering of ductile iron. Part3: The role of nodule count on the kinetics, microstructure and mechanical properties of austempered Mn alloyed ductile iron, International Journal of Cast Metals Research, Vol. 12, 189-195, 1999.*
4. C. Loper, R. Gundlach. *Inoculation, what is it and how does inoculation work?, International Inoculation Conference Proceedings, AFS, 1998*
5. T. Shih, Z. Yang. *Effect of nickel and processing variables on the mechanical properties of austempered ductile irons, International Journal of Cast Metals Research, Vol. 10, 335-344, 1998*
6. G. Rivera, R. Boeri, J. Sikora. *Revealing the solidification structure of nodular iron, Cast Metals, Vol. 8, 1-5, 1995*
7. R. Boeri, J. Sikora. *Solidification macrostructure of spheroidal graphite cast iron. International Journal of Cast Metals Research, Vol. 13, 307-313, 2001*
8. G. Rivera, R. Boeri, J. Sikora. *Revealing and characterising solidification structure of ductile cast iron. Materials Science and Technology, Vol. 18, No. 6, pp 691-697, 2002*
9. G. Rivera, R. Boeri, J. Sikora. *Influence of the solidification microstructure on the mechanical properties of ductile iron. International Journal of Cast Metals Research, Vol. 11, No. 6, pp 533-538, 1999*