



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

**PROGRAMA DE MAESTRÍA Y DOCTORADO EN
INGENIERÍA**

FACULTAD DE QUÍMICA

**Formación de Pseudo-Ledeburita
Durante la Solidificación de Hierro
Nodular Eutéctico Bajo Diferentes
Condiciones de Proceso.**

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:

MAESTRO EN INGENIERÍA

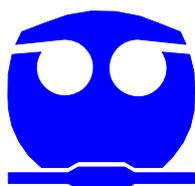
INGENIERÍA QUÍMICA- METALÚRGIA

P R E S E N T A:

I.Q.M. ADRIÁN MANUEL AMARO VILLEDA

TUTOR:

DR. CARLOS GONZÁLEZ RIVERA



2007



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

JURADO ASIGNADO:

Presidente: Dr. Marco Aurelio Ramírez Argaez
Secretario: M. en C. Sergio García Galán
Vocal: Dr. Arturo Juárez Hernández
1er Suplente: Dr. José Alejandro García Hinojosa
2do Suplente: Dr. Bernardo Fabián Campillo Illanes

LUGAR DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

Departamento de Ingeniería Metalúrgica
Facultad de Química
UNAM

TUTOR DE TESIS

Dr. Carlos González Rivera.

DEDICATORIA

Dedico este trabajo con todo mi amor y agradecimiento a las personas más importantes de mi vida, que son: mis padres José Concepción Amaro Domínguez, Isaura Villeda Olgún y a mi amada esposa Alejandra López López.

Con cariño y agradecimiento a mis hermanos Ma. de los Ángeles, Ma. Hortensia, Rafael y Genaro.

Con cariño, aprecio y agradecimiento para Josefina, Yolanda y Dianitzia.

En memoria de un gran amigo, compañero y por todas sus aportaciones, Humberto Cabrera López.

AGRADECIMIENTOS

Agradezco antes que nada a la:

UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO.

Por haberme permitido crecer en su regazo, dándome siempre el cobijo necesario para madurar cada una de mis ideas, proyectos y anhelos desde una perspectiva incluyente, amplia e integral que han hecho de mi una mejor persona.

De igual forma expreso mi más sincero agradecimiento: `

- Ala Dirección General de Asuntos del Personal Académico de la UNAM por haber financiado la parte final de la experimentación como parte del Proyecto IN101206
- A mi asesor Dr. Carlos González Rivera, por su amistad, apoyo, dedicación, confianza y por los conocimientos transmitidos durante todo este tiempo.
- A los miembros del jurado por cada una de sus observaciones al presente trabajo
- A Claudia Flores V. por su colaboración y tenacidad ante las adversidades que se presentaron durante el desarrollo de este trabajo.
- A todos los amigos y colaboradores del área de Fundición: J. Alejandro García H., Candido Atlatenco T., Ignacio Beltrán P., y Agustín G. Ruiz T.
- A mi amigo Juan Solórzano López por su amistad de todos estos años.
- A mis amigos y alumnos de Metalurgia, extendiendo mi más sincero reconocimiento por su invaluable aportación y compromiso por hacer posible este trabajo: Gonzalo Ortega, Gonzalo Ortega Jr., Luis Ortega, Hugo Ortega Mauro C. Molina, Arturo Ogaz, Jaime Romero, Darío Escobar, Armando Díaz, Eduardo Rodríguez, Eduardo Trejo, Gerardo Aramburo, Enrique Hinojosa y Pedro Cabrera.
- A Sergio García G. por la buena disponibilidad y confianza para el uso de los equipos de posgrado.

INDICE

Resumen

Introduccion

Planteamiento de problema
Objetivos

Capitulo I Antecedentes

Importancia de Hierro Nodular y del blanqueado como un problema industrial
Blanqueado de Hierro Nodular
Análisis de Curvas de enfriamiento
Micro macro modelado aplicado al estudio del blanqueado de hierro nodular
Diseño Factorial Fraccionado

Capitulo II Modelo Matematico

Planteamiento del modelo
Proceso de transferencia de calor pieza-molde
Condiciones a la frontera
Condiciones iniciales
Discretización del sistema metal-molde
Tipificación del sistema metal-molde
Sistema de ecuaciones generado para el metal-molde
Cinética de solidificación para el modelo microscópico del hierro nodular eutéctico

Capitulo III Experimentacion

Diseño estadístico de experimentos
Desarrollo experimental
Termopares
Moldes
Fabricación de hierro nodular eutéctico
Técnica de fusión para el hierro nodular eutéctico
Obtención de las curvas de enfriamiento
Obtención de muestras para el análisis metalográfico
Preparación metalográfica

Capitulo IV Analisis de resultados y discusion

Resultados experimentales

Resultados del modelo

Prediccion microestructural

Comparacion entre las curvas experimentales
y las curvas simuladas

Propuesta Fenomenologica

Conclusiones

Lista de Figuras

Lista de Tablas

Lista de Simbolos

Bibliografia

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 Temperaturas y tiempos característicos de un hierro nodular hipoeutéctico.

Figura 1.2 Primera derivada de la curva de enfriamiento de un hierro gris hipoeutéctico.

Figura 2.1 Representación gráfica del sistema pieza-molde.

Figura 2.2 Vista superior (a) y lateral (b) del sistema metal-molde, mostrando la discretización.

Figura 2.3 (a) Vista superior de la pieza y el molde, el círculo gris representa el nodo único 1 que es el eje de simetría (b) Vista lateral del sistema metal-molde, la barra del centro representa el volumen de control del nodo único 1, lo blanco es el resto de la pieza de hierro y lo amarillo es el molde de arena.

Figura 2.4 (a) Vista superior de la pieza y el molde, el cilindro gris representa la familia nodal M (b) Vista lateral del sistema metal-molde, el cilindro en color gris representa el volumen de control de la familia nodal M, lo blanco es el resto de la pieza de hierro y lo amarillo es el molde de arena.

Figura 2.5 (a) Vista superior de la pieza y el molde, los anillos gris y verde forman el nodo único tipo 2 intercara metal-molde (b) Vista lateral del sistema metal-molde, los cilindros en color gris y verde gris representa el volumen de control del nodo único tipo 2, lo blanco es el resto de la pieza de hierro y lo amarillo es el molde de arena.

Figura 2.6 (a) Vista superior de la pieza y el molde, los anillos verdes representa la familia nodal S (b) Vista lateral del sistema metal-molde, el cilindro en color verde representa el volumen de control de la familia nodal S, la barra gris es la pieza de hierro y lo amarillo es el resto del molde de arena.

Figura 2.7 (a) Vista superior de la pieza y el molde, el círculo verde representa el nodo único 3 intercara molde-medio ambiente (b) Vista lateral del sistema metal-molde, el cilindro en color verde representa el volumen de control del nodo único tipo 3, lo amarillo es el resto del molde y lo gris es la pieza de hierro.

Figura 2.1 Etapas del proceso de enfriamiento y solidificación. El modelo que se presenta consta de tres etapas durante el proceso de enfriamiento del líquido y la solidificación que son el enfriamiento del líquido, la solidificación y el enfriamiento del metal sólido.

Figura 3.1 Moldes de arena sílica para barras de 2cm y 5cm de diámetro para hierro nodular eutéctico.

Figura 3.2 Moldes de arena sílica de granulometría 50-55 AFS con termopares tipo K para reproducir las curvas por triplicado.

Figura 3.3 Arreglo experimental para la obtención de las curvas de enfriamiento.

Figura 3.4 Barras de hierro nodular eutéctico de 2 cm y 5cm, mostrando la zona de corte para el análisis metalográfico.

Figura 4.1 Pareto que muestra los efectos significativos sobre la TMR.

Figura 4.2 Niveles máximos y mínimos de TMR para las diferentes condiciones experimentales y los niveles de confianza de 95% para cada una de ellas. Probetas con diámetro de 2 cm.

Figura 4.3 (a) y (b) Curvas de enfriamiento típicamente asociadas a la solidificación de hierro nodular eutéctico en el caso de muestras de 2cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada alta y baja.

Figura 4.4 Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 2 cm, a temperatura de colada alta (1400°C) y con inoculación. No se observa la presencia de pseudoledeburita, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D y E.

Figura 4.5 Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 2 cm, a temperatura de colada alta (1400 °C) y sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en toda la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D y E.

Figura 4.6 Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 2 cm, a temperatura de colada baja (1250°C) y con inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en toda la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D y E.

Figura 4.7 Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 2 cm, a temperatura de colada baja (1250°C) y sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en toda la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D y E.

Figura 4.8 Niveles máximos y mínimos de TMR para las diferentes condiciones experimentales y los niveles de confianza de 95% para cada una de ellas. Probetas con diámetro de 5 cm.

Figura 4.9 (a) y (b) Curvas de enfriamiento típicamente asociadas a la solidificación de hierro nodular eutéctico en el caso de muestras de 5 cm de diámetro con temperatura de colada alta y baja, con y sin inoculación.

Figura 4.10 (a) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada alta (1400°C), con inoculación. No se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

Figura 4.10 (b) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada alta (1400°C), con inoculación. No se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

Figura 4.11 (a) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada alta (1400 °C), sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

Figura 4.11 (b) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada alta (1400 °C), sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

Figura 4.12 (a) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada baja (1250 °C), con inoculación. No se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

Figura 4.12 (b) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada baja (1250 °C), con inoculación. No se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

Figura 4.13 (a) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada baja (1250 °C), sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

Figura 4.13 (b) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada baja (1250 °C), sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

Figura 4. 14 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 2 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada alta, (b) Acercamiento de la curva 14 (a).

Figura 4.15 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 2 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada baja, (b) Acercamiento de la curva 15 (a).

Figura 4.16 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta con y sin inoculación, (b) Acercamiento de la curva 16 (a).

Figura 4.17 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja con y sin inoculación, (b) Acercamiento de la curva 17 (a).

Figura 4.18 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de las barras de 2 y 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta con inoculación, (b) Acercamiento de la curva 18 (a).

Figura 4.19 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de las barras de 2 y 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja con inoculación, (b) Acercamiento de la curva 19 (a).

Figura 4. 20 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de las barras de 2 y 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta sin inoculación, (b) Acercamiento de la curva 20 (a).

Figura 4.21 (b) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de las barras de 2 y 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja sin inoculación, (b) Acercamiento de la curva 21 (a).

Figura 4.22 (a) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia radial simulada para el caso de la barra de 2 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada alta. (b) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia radial simulada para el caso de la barra de 2 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada baja.

Figura 4.23 (a) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia radial simulada para el caso de la barra de 5 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada alta. (b) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia radial simulada para el caso de la barra de 5 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada baja.

Figura 4.24 (a) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia adimensional simulada variando el diámetro, con inoculación a temperatura de colada alta. (b) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia adimensional simulada variando el diámetro, con inoculación a temperatura de colada baja.

Figura 4.25 (a) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia adimensional simulada variando el diámetro, sin inoculación a temperatura de colada alta. (b) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia adimensional simulada variando el diámetro, sin inoculación a temperatura de colada baja.

Figura 4. 26 (a) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 2 cm de diámetro coladas a temperatura alta con inoculación, (b) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 2 cm de diámetro coladas a temperatura baja con inoculación

Figura 4. 27 (a) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 2 cm de diámetro coladas a temperatura alta sin inoculación, (b) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 2 cm de diámetro coladas a temperatura baja sin inoculación.

Figura 4. 28 (a) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta con inoculación, (b) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja con inoculación.

Figura 4. 29 (a) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta sin inoculación, (b) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja sin inoculación.

Figura 4.30 Predicciones del modelo para velocidad de solidificación df_s/dr , flujo de calor volumétrico disipado Q_c y gradiente térmico dT/dr como una función de tiempo en barras de 2 cm de diámetro para los casos de temperatura de colada alta sin inoculación.

LISTA DE TABLAS

Tabla 1.1 Puntos típicos de la primera derivada de la curva de enfriamiento de un hierro gris hipoeutéctico⁽⁷⁾ (Figura 1.2).

Tabla 2.1 Lista de las propiedades termofísicas y los parámetros de crecimiento estable y metaestable obtenidas de la literatura y considerados en el modelo elaborado.

Tabla 3.1 Variables relevantes utilizadas en el diseño estadístico a dos niveles (alto y bajo) para la obtención de barras de hierro nodular eutéctico, en moldes de arena sílica

Tabla 3.2 Matriz del diseño experimental factorial completo a dos niveles, alto (+) y bajo (-), con tres variables con 2 replicas y aleatorio.

Tabla 4.1 Temperaturas de máxima recalcencia (TMR) obtenidas experimentalmente de las curvas de enfriamiento para barras de 2 cm. de diámetro.

Tabla 4.2 Temperaturas de máxima recalcencia (TMR) obtenidas experimentalmente de las curvas de enfriamiento para barras de 5 cm de diámetro.

Tabla 4.3 Efectos estimados para Temperatura de Máxima Recalcencia (TMR).

Tabla 4.4 Tabla ANOVA o Análisis de la Varianza.

Tabla 4.5 Continuación de la tabla ANOVA.

Tabla 4.6 Intervalo de composición química para la fabricación del hierro nodular eutéctico.

Tabla 4.7 Condiciones para realizar las curvas de enfriamiento simuladas con el macro-micro modelo para hierro nodular eutéctico.

LISTA DE SÍMBOLOS USADOS EN EL MODELO MATEMÁTICO

Densidad de i	ρ_i
Calor específico de i	Cp_i
Temperatura	T
Tiempo	t
Conductividad térmica de i	k_i
Fracción sólida	f_s
Tiempo	t
Posición radial	r
Flujo de calor latente	Q_s
Conductividad térmica del metal	k_M
Conductividad térmica de la arena	k_s
Coefficiente de transferencia de calor	h_∞
Radio del cilindro metálico	R_1
Radio exterior del molde de arena	R_2
Temperatura del medio ambiente	T_∞
Temperatura del molde en $r=R_2$	$T_{r=R_2}$
Temperatura de colada	T_C
Espaciamiento radial de la barra metálica	Δr_M
Espaciamiento radial del molde de arena	Δr_s
Calor específico del metal	Cp_M
Número de Fourier	FO_M
Difusividad térmica	α
Calor latente de fusión	ΔH_f
Incremento en fracción sólida	Δf_s

Temperatura atrás (posición radial i-1)	T'_{i-1}
Temperatura adelante (posición radial i+1)	T'_{i+1}
Temperatura actual en la posición radial i	T_i^i
Temperatura antigua en la posición radial i	T_i
Número de núcleos por unidad de área	N^*
Cantidad de núcleos de eutéctico estable por unidad de volumen	N_I
Grado de subenfriamiento de la fase eutéctica	ΔT
Coefficiente de crecimiento eutéctico metaestable	μ
Radio de un grano eutéctico nodular	Z
Coefficiente de crecimiento del nódulo de grafito envuelto en la capa de austenita	Ω
Subenfriamiento eutéctico estable	ΔT_1
Subenfriamiento eutéctico metaestable	ΔT_2
Temperatura eutéctica estable	T_{EE}
Temperatura eutéctica metaestable	T_{ME}
Radio de un grano eutéctico metaestable	Z_2
Radio de un grano eutéctico estable	Z_1
Fracción sólida extendida de granos metaestables	f_{s2}
Fracción sólida extendida de granos estables	f_{s1}

RESUMEN

En la actualidad, la utilización de curvas de enfriamiento constituye una herramienta útil para determinar la calidad microestructural de las aleaciones al final del proceso de solidificación. El análisis de curvas de enfriamiento es una técnica experimental en la que se hace un registro de la historia térmica de la aleación líquida desde la temperatura a la que es vaciada, pasando por la solidificación y finalmente el enfriamiento del sólido obteniendo la evolución de la temperatura de la aleación como una función del tiempo. Sobre estas curvas se pueden determinar puntos característicos como el inicio de la solidificación, determinar el calor latente que es liberado y los cambios que provoca en la historia térmica con el fin de determinar las características microestructurales de la aleación. Existen una serie de variables que pueden cambiar la historia térmica de la solidificación de una misma aleación, por eso también se tienen herramientas estadísticas con las cuales se puede determinar cuáles son las influencias que pueden tener estas variables o las interacciones durante todo el proceso.

En la industria automotriz la fabricación de hierro nodular es de gran importancia, ya que este tipo de aleación se utiliza para diversos tipos de piezas de alta resistencia, las cuales tienen diferentes geometrías. Estos cambios de geometría implican que deben ser vaciadas a diferentes temperaturas por lo que los tiempos de solidificación serán diferentes para cada pieza. Por lo anterior es necesario realizar una buena inoculación. La temperatura de colada, la velocidad de enfriamiento, la composición química y la inoculación son variables que influyen en la calidad del hierro nodular, provocando eventualmente cuando el proceso se sale de control, la aparición de una estructura no deseable como la pseudoledeburita.

En este trabajo se pretende determinar bajo que condiciones de proceso se favorece la presencia del microconstituyente metaestable llamado pseudoledeburita, a partir de obtener piezas cilíndricas de hierro nodular de composición eutéctica en moldes de arena sílica, mediante la utilización de un diseño estadístico de experimentos que busca establecer los efectos principales de las variables: diámetro de la pieza, temperatura de colada e inoculación. Se analiza metalográficamente la variación de microestructura en función de la posición radial a fin de conocer el reparto del microconstituyente metaestable pseudoledeburita en las probetas experimentales bajo diferentes condiciones de proceso. También se elabora como parte de este trabajo un micro macro modelo de solidificación

con el fin de verificar si este modelo reproduce las tendencias experimentales encontradas respecto a los efectos de las variables bajo estudio. Una vez comprobado lo anterior la información térmica y cinética del modelo es empleada para proponer una explicación a las variaciones locales de microestructura encontradas en las probetas experimentales.

En el capítulo I se presenta la importancia del hierro nodular y el problema que representa la aparición de la pseudoledeburita, como afectan ciertas variables en la formación de la pseudoledeburita. Se describen que son las curvas de enfriamiento y sus características, en conjunto con diferentes métodos de análisis térmico. Se establece la importancia del uso de un macro micro modelo de solidificación para el control de calidad en la fabricación de piezas de hierro nodular y por último la importancia de la aplicación de un diseño estadístico de experimentos para la determinación de los efectos de las variables en el proceso bajo estudio.

En el capítulo II se presenta el macro micro modelo realizado para describir el proceso de solidificación de la pieza que es una barra cilíndrica en un molde de arena sílica, tomando en cuenta el proceso de transferencia de calor. Se establecen las condiciones a la frontera y las condiciones iniciales, se realiza la discretización del sistema metal-molde y la tipificación, generando el sistema de ecuaciones respectivo y por último implementando la cinética de solidificación en el modelo microscópico para hierro nodular eutéctico.

En el capítulo III se describe el diseño factorial completo a dos niveles para establecer un tipo de experimento que permita determinar el efecto de las diferentes variables y poder establecer la cantidad de experimentos necesarios. Posteriormente se presenta el desarrollo experimental, que consistió en la preparación de los moldes con los termopares, los balances de carga, las técnicas de fusión aplicada, obtención de las curvas de enfriamiento con un adquisidor de datos, y por último se prepararon las probetas para el análisis metalográfico.

En el capítulo IV se presentan los resultados obtenidos del diseño estadístico y del trabajo experimental, el análisis de resultados y finalmente las conclusiones más relevantes que se desprenden de este trabajo

INTRODUCCIÓN

Los hierros colados tienen una importancia tecnológica de primer orden en el desarrollo de la sociedad actual debido a sus múltiples aplicaciones industriales, ya que soportan elevadas cargas mecánicas y sobre todo cargas dinámicas.

A partir del descubrimiento realizado durante la segunda guerra mundial⁽¹⁾ surgió la tecnología de hierros nodulares, en la que se obtienen hierro de alta resistencia con la adición de metales alcalinos o alcalinotérreos durante el estado líquido. Generalmente para ello se usa de 0.03 a 0.07% de Mg. Por el contenido de otros elementos la fundición nodular no se diferencia de la fundición gris. En la presencia de magnesio, el grafito en el proceso de cristalización toma forma globular en vez de laminar

La principal diferencia durante la solidificación de los eutécticos del hierro gris y del nodular reside en sus mecanismos de solidificación. En el hierro gris se presenta un eutéctico irregular que se forma mediante el crecimiento simultáneo de C (grafito libre) y γ (austenita) en diferentes direcciones de cristalización. En el caso del hierro nodular se presenta un crecimiento eutéctico limitado por la difusión de carbono a través de la capa de austenita que envuelve al nódulo de grafito.

En un trabajo pionero sobre simulación de la solidificación de hierro colado, Oldfield⁽²⁾ exploró la idea de describir cuantitativamente el complejo proceso de solidificación de una pieza de hierro gris colada en un molde de arena, en términos de la transferencia de calor así como de la nucleación y crecimiento del microconstituyente formado. Desde entonces muchos estudios se han enfocado al micro-macro modelado para simular la solidificación de hierro gris y hierro nodular

En el caso del hierro nodular, la mayor parte de estos estudios⁽³⁾ se han dirigido a establecer la relación entre las condiciones térmicas del enfriamiento y el conteo de nódulos, por una parte y por otra parte la relación entre el número de nódulos y las curvas experimentales de enfriamiento asociadas.

Un problema al que no se le ha puesto la atención adecuada es al aspecto microestructural, en el que se presentan microconstituyentes metaestables que afectan las propiedades

mecánicas A este respecto se ha enfatizado que la variedad de microestructuras presentes durante la solidificación de hierros colados, así como su sensibilidad a las condiciones de procesamiento del metal líquido y de enfriamiento, se deben a que la nucleación y el crecimiento del grafito interactúan íntimamente durante la solidificación.

Un micro constituyente que puede presentarse durante la solidificación de los hierros colados es el eutéctico metaestable ledeburita ($\text{Fe}+\text{Fe}_3\text{C}$), cuya presencia disminuye las propiedades mecánicas y la maquinabilidad del producto sólido, siendo en ocasiones la causa de su rechazo o falla. Se ha encontrado que los aspectos que más afectan la formación de este microconstituyente incluyen a la nucleación, al crecimiento competitivo entre los eutécticos estable y metaestable y la microsegregación de elementos de aleación durante la solidificación.

Se mencionó que los intentos recientes para responder a las preguntas abiertas con relación a la formación de microconstituyentes metaestables durante la solidificación de hierro nodular eutécticos han empleado al micro-macromodelado de solidificación como una herramienta mecánica capaz de aportar información relevante.

A este respecto, en las últimas décadas⁽⁴⁾ el modelado de la solidificación ha seguido un desarrollo sostenido, impulsado por el interés de optimizar los procesos y la calidad de los productos de fundición mediante la comprensión de los fenómenos que rigen la formación de la microestructura, a través de la predicción de la evolución de sus variables, basada en modelos mecánicos.

A partir de un punto de vista general, las características estructurales asociadas a un producto metálico obtenido mediante procesos que involucran a la solidificación se establecen a tres niveles, en función del tamaño de los aspectos de interés:

1. Los modelos de la primera generación, basan su planteamiento en lo que acontece dentro del sistema a nivel macroscópico y son conocidos como modelos macroscópicos de solidificación. En estos modelos, la descripción cuantitativa de la evolución de la interfase sólido-líquido se realiza a través de las soluciones numéricas de las ecuaciones de conservación macroscópica de energía, masa, momentum y especies químicas, empleando simplificaciones para introducir al calor latente generado por el cambio de fase, sin

considerar la cinética de solidificación y asumen que la fracción sólida es una función que dependen únicamente de la temperatura. La mayor parte de los esfuerzos realizados en las últimas tres décadas pertenecen a este tipo de modelos.

2. Los modelos de la segunda generación acoplan la descripción cuantitativa (a escala macroscópica) de los fenómenos de transporte, con la descripción microscópica de la solidificación mediante la introducción de la cinética de formación de los microconstituyentes. La mayor parte de los modelos que pertenecen a esta generación resuelven las ecuaciones asociadas a los fenómenos macroscópicos de transporte simultáneamente con las ecuaciones relacionadas con la cinética de transformaciones de fase y, cuando la principal transformación de fase es la solidificación, son conocidos bajo el nombre genérico de micro-macromodelos de solidificación. Estos modelos permiten obtener información cuantitativa de aspectos estructurales a nivel microscópico. El tratamiento del problema de generación de calor latente durante el cambio de fase se realiza mediante leyes de nucleación y crecimiento del microconstituyente en formación.

3. Los modelos de la tercera generación, para predecir la evolución de la interfase sólido-líquido, se basan no solamente en consideraciones que se relacionan con lo que acontece a nivel macroscópico y microscópico, sino que adicionalmente calcula la evolución del sistema a nivel atómico. Si bien en la actualidad no existe una base de datos que correlacione cuantitativamente a elementos estructurales a este nivel con las propiedades que muestra una pieza fundida, la descripción detallada del movimiento de las interfases sólido-líquido durante la solidificación requiere cálculos a este nivel. Sin embargo, la descripción de la evolución del estado asociado a cada átomo presente en un sistema metal-molde está limitada por la capacidad de memoria y procesamiento del equipo de cómputo disponible. Por esta razón los cálculos atomísticos asociados a la formación de microestructura se han aplicado a aspectos microestructurales muy aislados y específicos, como límites de grano, dislocaciones, etc., donde el número de átomos se ubica entre 10^2 y 10^4 .

Planteamiento del problema

El hierro nodular juega un papel fundamental en muchas industrias y en particular en la industria automotriz. Se ha encontrado que durante la solidificación de piezas de hierro nodular eutéctico en moldes de arena se puede presentar la formación de microconstituyentes no deseados como lo es el eutéctico metaestable Ledeburita ($\text{Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$). La formación de ledeburita^(5,6) disminuye la maquinabilidad y las propiedades mecánicas del producto sólido y para corregir este defecto se requiere aplicar un tratamiento térmico, lo cual se traduce en un incremento de los costos de producción.

De acuerdo con lo anterior resulta interesante comprender y predecir la ocurrencia de ledeburita durante la solidificación de hierro nodular eutéctico bajo condiciones específicas de tratamiento del metal líquido y de enfriamiento en el molde, lo cual se pretende alcanzar como resultado de la realización de este proyecto a través del cumplimiento de los siguientes objetivos.

Objetivos

1. Realizar experimentación para establecer el efecto de diferentes variables de proceso sobre la presencia de pseudo-ledeburita en hierros nodular eutéctico.
2. Elaborar un micro-macromodelo, el cual parta de un planteamiento mecanístico y simule la competencia, durante la solidificación, entre la formación de los eutécticos estable y metaestable bajo diferentes condiciones de proceso.
3. Explicar, con base en el análisis de resultados experimentales y de la información proporcionada por el micro-macro modelo las relaciones causa-efecto entre las variables de proceso consideradas y la ocurrencia de solidificación metaestable, así como las condiciones de procesamiento de metal líquido y de enfriamiento que promueven la presencia de pseudo ledeburita en la aleación solidificada.

CAPÍTULO I

ANTECEDENTES

IMPORTANCIA DEL HIERRO NODULAR Y DEL BLANQUEADO COMO UN PROBLEMA INDUSTRIAL

El descubrimiento del hierro nodular se logró por los desarrollos realizados, durante la segunda guerra mundial en la compañía Internacional Nickel Company ⁽¹⁾, por Keith D. Millis and Albert P. Gagnebin. Este material relativamente moderno (1948), también llamado “Hierro Dúctil” presenta el grafito en forma de esferas en matriz de perlita, (esta precipitación esferoidal del grafito se debe al Magnesio). Las características de este material son de mayor elasticidad y resistencia mecánica que las fundiciones grises y se utiliza en piezas donde la ductilidad es de gran importancia como en: Piñones, ejes cigüeñales, válvulas y cuerpos de bombas para alta presión, tubería, etc.

El término de fundiciones, comercialmente describe al conjunto de aleaciones multicomponentes que pertenecen al sistema ternario hierro-carbono-silicio. Dentro de ellas el hierro nodular es una de sus aleaciones y recibe ese nombre debido a que el grafito solidifica en las células eutécticas en forma de esferoides, en vez de laminar como el hierro gris ⁽⁷⁾.

Este tipo de microestructura le confiere un comportamiento dúctil a las mismas. Estas dos morfologías se producen, si la solidificación sucede siguiendo el diagrama ternario termodinámicamente estable ⁽⁸⁾. Cuando el proceso de solidificación sigue el diagrama termodinámicamente metaestable, se produce la fundición blanca, donde el eutéctico está constituido por cementita y por austenita de composición eutéctica, cuya microestructura se le llama ledeburita ⁽⁹⁾; cuando se observa a la temperatura ambiente se le denomina Ledeburita Transformada.

En la fabricación de piezas vaciadas en fundición nodular, la constitución del líquido se ve afectada por una serie de variables que van desde el tipo de horno, del tipo de refractario, de la práctica de fusión, de las adiciones y del tratamiento del líquido tanto dentro del horno como en las cucharas de vaciado ⁽¹⁰⁾, así como también de la velocidad de enfriamiento en

las respectivas secciones de las piezas. Por lo tanto, los eventos de fusión y de su posterior tratamiento, requieren del control de los siguientes parámetros: composición química, temperatura, eficiencias de inoculación y de nodulización, tendencia a formación de estructuras metaestables, y rechupe; entre otros. Todos esos parámetros tienen influencia determinante en la generación de la microestructura, y en consecuencia sobre las propiedades de esos productos ^(11, 12).

Para evaluar la calidad del líquido en los procesos industriales, existen varios métodos: análisis de su composición química; examen metalográfico; y análisis térmico. A partir de la composición química, se determinan los índices: Carbono Equivalente (%CE) y/o Saturación en Carbono (Sc); conceptos que se utilizan para evaluar el grado de eutecticidad del líquido. El primero es usual en la literatura norteamericana y el segundo índice es proveniente de la literatura europea occidental. Para la estimación de ambos, se requiere conocer los contenidos de carbono, de silicio y de fósforo.

El análisis térmico detecta la historia térmica de la solidificación y el enfriamiento de material fundido; este método tiene las características de rapidez de ensayo, alta resolución, flexibilidad, y confiabilidad ^(4,8).

Otra ventaja de esta técnica, es la de proveer una manera para el estudio de solidificación y para predecir la microestructura final de la aleación, en particular el tipo de reacción eutéctica.

En las aleaciones Fe-C-Si tanto ternarias como multicomponentes, se encuentran reflejados los efectos del silicio sobre el sistema binario Fe-C ⁽⁴⁾. El principal es el cambio en el intervalo de temperaturas eutécticas estable-metaestable, denominado ΔT_{G-C} . Por supuesto, este hecho, junto a condiciones de solidificación como velocidad de enfriamiento y composición química sin olvidarnos de la constitución del líquido, tienen efectos determinantes sobre la microestructura final obtenida

La formación de carburos en el Hierro Dúctil es un problema extenso en la producción de piezas fundidas. Las áreas localizadas de dureza extrema a partir del resultado de la aparición de una cantidad significativa de carburos que prohíbe el maquinado del material fundido en muchas ocasiones. Como resultado, las piezas fundidas pueden tratarse

térmicamente para disolver los carburos permitiendo procesar más material. El procedimiento del tratamiento térmico no solo incrementa el costo sin embargo resulta un gasto adicional porque se deforma a las piezas fundidas.

Recientes trabajos sugieren que la formación de carburos pueden ser controlados a lo largo de las técnicas de proceso de fundición seleccionado aparte del tratamiento térmico. Esto comprende para determinado espesor de pieza: el nivel de azufre en el metal base, la cantidad de magnesio residual, la presencia de cerio o elementos de tierras raras, la cantidad de inoculante adicionado después del tratamiento de nodularización (postinoculación) y la temperatura de vaciado ^(13, 14).

BLANQUEADO DE HIERRO NODULAR.

El blanqueado en los hierros nodulares puede presentarse por causa de las diferentes variables de proceso, como es una velocidad de enfriamiento alta, esto produce la aparición de una nueva fase que son los carburos (Fe_3C) en forma dispersa en la matriz. Esto depende de la temperatura de colada y de los espesores de la pieza. La composición química es otra variable que por el exceso de algún elemento aleante o esferoidizante como el magnesio produce placas de cristales de carburos⁽¹³⁾. Otra variable para que se presenten los carburos es una nula o mala inoculación, la que consiste en tener una baja cantidad de centros de nucleación para que se lleve acabo la solidificación, provocando con esto la formación de carburos⁽¹¹⁾.

La estructura y propiedades del hierro dúctil han mostrado ser extremadamente sensitivas a un gran número de variables. Determinados elementos en la composición base han mostrado ejercer una influencia controlante sobre la estructura de la matriz, la forma del grafito y sobre la formación masiva de carburos. Otras investigaciones estudian la influencia de alguno de esos elementos sobre la estructura de la matriz. Las cantidades combinadas de carbono y silicio son usualmente expresadas como carbón equivalente ($\%C + 1/3\%Si$). La necesidad para mantener un carbón equivalente de alrededor de 4.3% como mínimo es extensamente reportado, como un prerequisite para obtener un nódulo de buena calidad y previniendo significativamente la formación de carburos. La presencia de una alta cantidad de nódulos ha sido usada como un criterio para evaluar la calidad del hierro ^(3,15). Un amplio grado de grafitización tiende a inhibir la formación de carburos.

También el carbón equivalente sugiere no exceder cualquier valor superior a 4.65% incrementando la posibilidad de flotación de carbono, especialmente en piezas de sección gruesa.

Un incremento grande en el contenido de silicio ha demostrado el decremento en la estabilidad de los carburos, resultando un decremento sobre el tiempo de tratamiento térmico necesario para completar la disolución. Sin embargo, es necesario incrementar el contenido de silicio sobre 3.5 % para obtener un tiempo favorable de disolución y una gran cantidad de silicio puede ser indeseable. Contenidos de Silicio por debajo de 2.0% puede resultar en un alto grado de formación de carburos.

La presencia de carburos es beneficiada por la presencia de grandes cantidades de manganeso. Como es estabilizado el carburo en el hierro dúctil, grandes cantidades, alrededor de 0.5% en peso pueden incrementar el contenido de carburos en los materiales fundidos y requieren periodos largos de tratamiento térmico para su disolución. El Manganeso no tiene una influencia aparente sobre la nodularidad del grafito. La influencia de la variación de otros elementos sobre su influencia a la formación de carburos durante la solidificación ha sido estudiada. Los efectos del cobre y níquel parecen ser benéficos en un sentido de abatimiento de los carburos. Para contenidos en exceso del 2%, el cobre puede causar la dificultad en la nodularidad y el níquel puede causar la formación de martensita. El uso de pequeñas cantidades de titanio promueve una matriz perlítica no teniendo un perjuicio aparente en el efecto a la tendencia sobre la formación de carburos en el hierro. Ambos el cromo y el vanadio son fuertes estabilizadores de carburos y se sugiere que la cantidad de cada uno no exceda 0.03%. La presencia de boro en intervalos de 0.05% a 0.15% incrementa la tendencia al blanqueado en el hierro dúctil y también promueve la degeneración de la forma del grafito.

La adición de pequeñas cantidades de bismuto y/o telurio en la cuchara de colada ha mostrado ser efectiva para prevenir el acontecimiento de carburos y promoviendo altos contenidos de nódulos. Existen algunas contradicciones concernientes al efecto del bismuto sobre la forma del grafito. Algunos investigadores⁽¹⁵⁾ reportan un efecto benéfico cuando el bismuto es adicionado al hierro dúctil teniendo un carbón equivalente bajo o al inicio de la colada a temperaturas bajas. Otros afirman⁽¹⁵⁾ que el bismuto puede causar la formación de

hojuelas de grafito, emparejando por debajo de manera distinta a las de las condiciones normales de fusión. Se sugiere que el bismuto puede ser benéfico en la presencia de tierras raras pero puede ser dañino en su ausencia. Una investigación de los efectos dañinos de pequeñas cantidades (0.05%) de plomo, titanio, antimonio, telurio y bismuto indican claramente que esos efectos pueden ser completamente neutralizados por la adición de tierras raras en cantidades pequeñas como 0.01%.

Es generalmente aceptado que un efectivo tratamiento de nodularización es necesario para una reducción en el % de carburos. Tanto el magnesio como el cerio han tenido éxito pero el magnesio es el material más comúnmente usado para la producción de grafito nodular. Las aleaciones de ferrosilicio con un contenido de magnesio de 5 a 6 o de 8 a 11% de magnesio son frecuentemente las más usadas pero las aleaciones base níquel hasta cierto punto también son utilizadas. Desde que el magnesio es adicionado es consumido en ambos casos combinado con el azufre y convirtiendo la estructura de grafito en esferoides. Numerosos estudios han sido dirigidos⁽¹⁵⁾ para hacer una determinación de la eficiencia del magnesio y la cantidad de magnesio residual producida bajo diferentes condiciones. Los trabajos realizados indican que las propiedades y la estructura óptimas son obtenidas con niveles de magnesio residual de 0.04 a 0.05% y un contenido final de azufre (después del tratamiento de magnesio) de no más de 0.02%. Un nivel final de magnesio más bajo que 0.02% usualmente falla para producir una estructura completamente nodular hasta en secciones delgadas. En secciones gruesas las pérdidas de magnesio llegan hasta tener estructuras pobres. Niveles de magnesio residual por arriba de 0.05% pueden provocar una degeneración en la forma del grafito.

La presencia de altos niveles de magnesio residual incrementa la formación de carburos. Este efecto de promoción de carburos, es más marcado a niveles de magnesio de alrededor de 0.085% y por encima. A estos niveles altos, se ha observado la influencia del magnesio estabilizando el carburo incluso en secciones muy gruesas. La acción del magnesio en la promoción de formación de carburos ha sido reportada incluso dentro de rangos normales de tratamiento. Un incremento de carburo fue observado con un incremento de magnesio residual desde 0.025% de magnesio hasta 0.045%.

Los datos con respecto al efecto del magnesio residual sobre la estructura del grafito y las propiedades del material son algo contradictorios. Se ha reportado que incrementos de

magnesio desde 0.045 hasta 0.075% afectan desfavorablemente la forma de grafito y el conteo de nódulos. Otros datos indican que niveles mayores a 0.085 son aceptables antes que ocurra cualquier decremento en la resistencia o la ductilidad. La formación de franjas de carburos en secciones delgadas está relacionada con la segregación de magnesio en las áreas de la colada de lento enfriamiento.

Trabajos implicando tratamientos exitosos del metal líquido con magnesio y telurio indican que a pesar de que ambos son fuertes estabilizadores de carburos cuando se presentan individualmente, su exitosa adición al metal líquido reduce la tendencia al blanqueado. Además, la recuperación del magnesio parece ser mayor en una fusión que contiene algo telurio.

La presencia de Cerio en rangos por encima de 0.15 hasta 0.7% en la aleación nodularizante ejerce consistentemente un efecto benéfico sobre la formación de carburos. La presencia de Cerio en un rango óptimo también tiene un efecto pronunciado sobre el conteo de nódulos. Un incremento por encima de 50% en el conteo de nódulos es reportado con una adición de Cerio de 0.3% en una aleación nodularizante de Magnesio. Adiciones por encima de 0.7% de Cerio no tienen efecto aparente. La nodularidad es también incrementada sobre este estrecho rango.

El incremento de la cantidad de carburos obtenidos a bajas temperaturas de vaciado es generalmente reconocido. Un incremento considerable en el porcentaje de carburos puede ser observado en Hierro Dúctil vaciado a moldes por debajo de 1372° C, a menos que otras medidas sean tomadas para inhibir esta formación. Vaciar a bajas temperaturas generalmente incrementa el conteo de nódulos, aunque algunos datos indican que bajas temperaturas pueden reducir el conteo de nódulos.

Un efectivo tratamiento de post-inoculación también reduce la presencia de carburos el Hierro Dúctil. La adición de un 75 a un 80% de ferrosilicio, contiene alrededor de 1% de Calcio, substancialmente incrementa el conteo de nódulos, la nodularidad del grafito y marcadamente reduce la aparición de un blanqueado. La cantidad de Silicio adicionado en la post-inoculación es generalmente menor a 1% del total de la fundición. El tamaño de las partículas de nodularizante recomendadas es alrededor de 0.0232 pulgadas, partículas de mayor tamaño no pueden disolverse completamente, mientras mas pequeñas sean las

partículas tienden a oxidarse cuando hacen contacto con el metal líquido y reducen su eficiencia. Pruebas realizadas⁽¹⁵⁾ variando cantidades de Silicio adicionado como post-inoculante indican que incluso una pequeña adición (0.25%) es efectiva; mayores cantidades (alrededor de 0.75%) son cada vez más efectivas, pero la reducción de blanqueado es proporcional a la cantidad de post-inoculante.

Un cierto grado de desvanecimiento ha sido registrado cuando el tiempo entre la post-inoculación y el vaciado se incrementa. Por esta razón, separar tratamientos de ferrosilicio con un periodo de tiempo, ha sido recomendado, y el metal líquido es transferido a otra olla. Los resultados de estudios⁽¹⁵⁾ de varios métodos de post-inoculación indican que la consideración principal para determinar la efectividad del tratamiento es el tiempo tras el tratamiento y antes de la solidificación. Este periodo de tiempo es minimizado cuando la adición es hecha por la bajada del molde, y este método fue encontrado para trabajar sumamente bien. Espolvoreando la cavidad del molde con una película de ferrosilicio también es efectivo. Ambos métodos pueden ser imprácticos para coladas muy grandes ó con multicavidades, generalmente se hacen adiciones del inoculante a la olla mientras está siendo llenada. Como el método de post-inoculación es relativamente nuevo se usa una barra hecha del inoculante y es arreglada para verter en el chorro de la olla. Conforme el metal es vaciado, la barra se alimenta por si misma y es disuelta a una velocidad proporcional a la cantidad de flujo de metal sobre esta y a la temperatura de vaciado.

La práctica de la fundición individual normalmente es el criterio por asegurar la efectividad de cualquier tratamiento benéfico. Los estudios de procedimientos de fundición real claramente indican que la ineficacia puede ser extremadamente perjudicial a la calidad de las fundiciones de Hierro Dúctil. Pérdida de tiempo y pérdidas de temperatura pueden destruir las formas de grafito en secciones gruesas y promover la formación de carburos en secciones delgadas.

La mayoría de los artículos relacionados con la efectividad de los post-inoculantes en Hierro Dúctil se preocupan por las aleaciones del ferrosilicio normales^(6, 16). Otros tipos de inoculantes tienen también que ser empleados para ser adicionados como post-inoculante, ambos para reducir la tendencia al blanqueado y mantener un fuerte efecto de nucleación por largos periodos de tiempo. Algunos de estos inoculantes son las aleaciones de ferrosilicio conteniendo cantidades variables de Bario y/o Calcio. Otros trabajos muestras

como la presencia de pequeñas cantidades de Estroncio en la aleación de inoculación mejora grandemente el inmediato efecto de inoculación y el decremento de las propiedades del inoculante.

ANÁLISIS DE LAS CURVAS DE ENFRIAMIENTO.

Una curva de enfriamiento se puede definir como la representación gráfica que describe la evolución de la temperatura respecto al tiempo de cualquier aleación⁽³⁾. Su importancia radica en el hecho de que los cambios en la tendencia mostradas por las mismas coinciden con las transformaciones de fase, las cuales ocurren en puntos específicos de temperatura y composición, determinados por las condiciones de proceso.

En una curva de enfriamiento típica de un hierro gris (Figura 1.1) hipoeutéctico es posible distinguir cinco etapas:

- I. Enfriamiento del líquido.
- II. Solidificación de la fase primaria.
- III. Solidificación del eutéctico.
- IV. Enfriamiento del sólido.

De las cuatro etapas presentes en la curva de enfriamiento mostrada en la Figura 1.1, es importante considerar y definir los siguientes puntos de interés de la curva de enfriamiento:

- a) Temperatura de solidificación al equilibrio, la cual es determinada por la composición de la aleación. (T_s)
- b) Temperatura liquidus. (T_L).
- c) Temperatura correspondiente al subenfriamiento máximo (TSM): representa el máximo subenfriamiento que alcanza la aleación líquida antes de que se presente la recalcancia.
- d) Temperatura eutéctica T_E .
- e) Temperatura de recalcancia máxima (TRM): es la máxima temperatura que alcanza la aleación durante la solidificación, la cual nunca rebasa la temperatura de solidificación al equilibrio por consideraciones de conservación de energía.

- f) Temperatura de fin de solidificación (TFS): es la temperatura a la cual se agota el líquido remanente y finaliza la solidificación. Esta temperatura nos permite establecer el fin de la cuarta etapa y el inicio de la quinta, es decir nos indica que la totalidad del volumen de líquido ha sido transformado en sólido.

Los tiempos correspondientes a las temperaturas anteriores permitirán establecer la duración de cada etapa, mismos que son representados como:

- g) tiempo de inicio de solidificación (tis).
 h) tiempo de inicio de la solidificación eutéctica (tie).
 i) tiempo final de la fase proeutéctica (tfpe).
 j) tiempo de recalentamiento máximo (trm).
 k) tiempo final de solidificación (tfs).
 l) tiempo total de solidificación (tts) definido como $tts = tfs - tis$.
 m) tiempo total transcurrido (ttt) medido desde el tiempo cero hasta que el metal alcanza la temperatura ambiente.

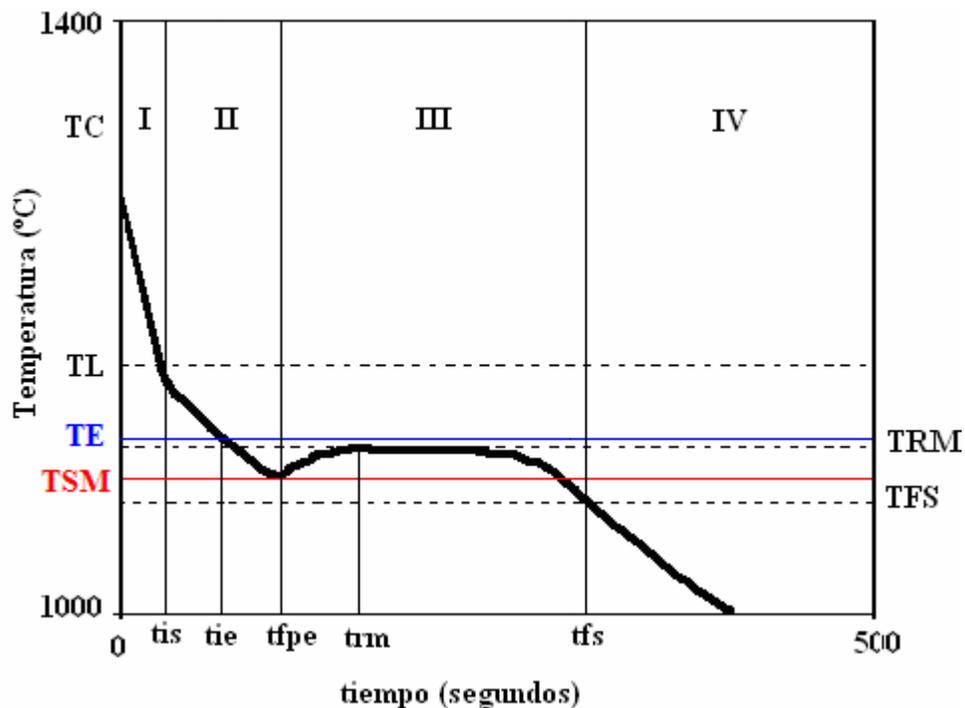


Figura 1.1 Temperaturas y tiempos característicos de un hierro gris hipoeutéctico.

Métodos de análisis térmico.

El análisis térmico es una herramienta muy útil en la investigación de los eventos térmicos que ocurren cuando un material es enfriado o calentado. En el caso de la solidificación de un material (cambio de fase del estado líquido a sólido), ésta puede ser analizada y registrada en curvas de enfriamiento, de tal forma que la información generada puede ser usada cualitativa o cuantitativamente para comprender el fenómeno de la solidificación. Los métodos de análisis térmico comúnmente usados son⁽¹¹⁾:

- a) Análisis térmico diferencial (DTA por sus siglas en inglés).
- b) Calorimetría diferencial de barrido (DSC por sus siglas en inglés).
- c) Análisis de curvas de enfriamiento asistido por computadora (CA-CCA por sus siglas en inglés).

Análisis de Curvas de Enfriamiento Asistido por Computadora (CA-CCA).

A pesar de que el uso de las curvas de enfriamiento data de hace muchos años, hoy en día el uso de esta técnica ha cobrado auge debido al desarrollo y perfeccionamiento del equipo electrónico. Esta técnica consiste en registrar la temperatura de una muestra representativa de metal líquido, mientras se enfría desde un estado líquido, pasando por un proceso de solidificación, hasta llegar a un estado completamente sólido. La curva de enfriamiento obtenida es una gráfica de temperatura vs. tiempo, cuya forma dependerá de las fases que sean producidas durante el proceso de solidificación. Mediante el uso de la curva de enfriamiento y su primera derivada es posible la determinación de parámetros característicos que pueden ser correlacionados con la microestructura y, por ende, con las propiedades mecánicas de la pieza fabricada por fundición.

El análisis térmico es una técnica de rutina que se usa generalmente en la industria de la fundición de aluminio y hierros colados para evaluar la calidad del metal a colar. La evaluación se basa principalmente en correlacionar ciertos parámetros característicos de la curva de enfriamiento con la observación microscópica.

El tamaño de grano de un producto de fundición base aluminio-silicio ha sido relacionado con la magnitud del subenfriamiento del metal líquido (ΔT_L) y el tiempo de subenfriamiento del liquidus (t_l). Conforme la magnitud ΔT_L se incrementa, el nivel de nucleación en el líquido disminuye, favoreciendo que el tamaño de grano se incremente. Conforme t_l aumenta, el nivel de nucleación en el líquido disminuye.

Se ha encontrado que para aleaciones base Al-Si la modificación del eutéctico puede ser relacionada con los parámetros de análisis térmico. Cuando una aleación es modificada, tres características de la curva de enfriamiento pueden cambiar: la temperatura (T_E), el subenfriamiento requerido para empezar la reacción eutéctica ΔT_L y el tiempo de duración del subenfriamiento del eutéctico (t_e). Mediante la modificación del eutéctico, la temperatura eutéctica (T_E) es abatida, el subenfriamiento para la nucleación del eutéctico es incrementado (ΔT_E) y el periodo de tiempo de este subenfriamiento (t_e) es prolongado. El tiempo total de solidificación (t_s) es definido como el intervalo de tiempo entre el inicio de la solidificación y el final de la reacción eutéctica. Frecuentemente, el tiempo inicial y final del proceso son determinados por la primera derivada de la curva de enfriamiento. La velocidad de enfriamiento ($T' = dT / dt$) es definida como la pendiente de la curva de enfriamiento justo en la zona pastosa, perteneciente a la solidificación de la fase primaria. La velocidad de enfriamiento (T') y el tiempo de solidificación total (t_s) no son parámetros típicos de análisis térmico usados para relacionar algún tratamiento o propiedades, más bien son información vital, como datos de un sistema en particular, para la resolución de modelos de solidificación. Una indicación mucho mas clara de los puntos de inflexión presentes en la curva de enfriamiento puede ser obtenida al tomar la primera derivada de la curva de enfriamiento. Un punto de inflexión o punto de cambio de pendiente, que aparece como un pico en la curva derivada, es identificado como la formación de una fase cristalina. El grafico dT/ dt vs. tiempo es una herramienta muy útil en el uso del análisis térmico, asimismo se pueden tener usos adicionales para obtener el tiempo de solidificación (t_s), además de que también provee información cualitativa de la refinación de grano y modificación del microconstituyente eutéctico. La primera derivada de una curva de enfriamiento típica de hierro gris hipoeutéctico se presenta en la Figura 1.2

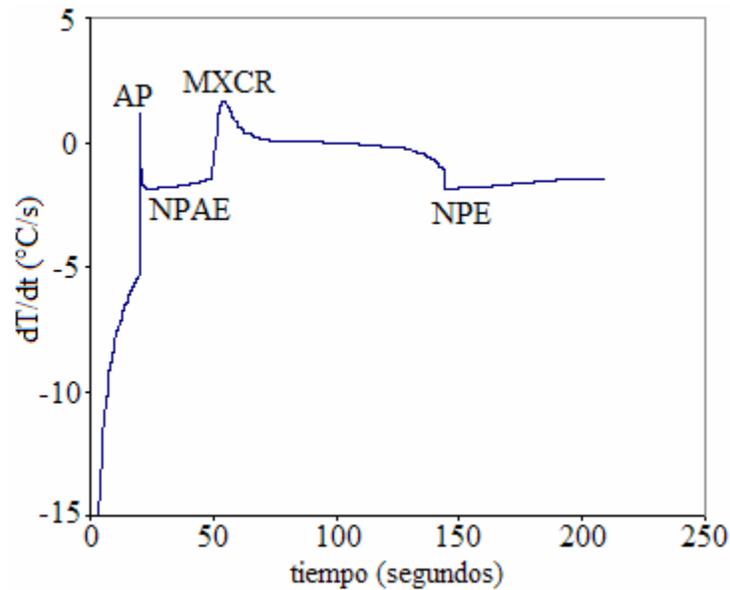


Figura 1.2 Primera derivada de la curva de enfriamiento de un hierro gris hipoeutéctico.

Punto	Significado físico
AP	Pico austenítico, el área bajo el pico es representativo del calor latente generado durante la solidificación de la austenita (fase primaria)
NPAE	Pico negativo entre la solidificación de la austenita y el eutéctico, en este punto se da el cambio de austenita al eutéctico
MXCR	Máxima razón de recalentamiento
NPE	Pico negativo después de la reacción eutéctica, representa el fin de la solidificación eutéctica.

Tabla 1.1 Puntos típicos de la primera derivada de la curva de enfriamiento de un hierro gris hipoeutéctico⁽¹²⁾ (Figura 1.2).

La importancia que representa la obtención de un producto de calidad, ha hecho posible que parte de la investigación se enfoque en la búsqueda de herramientas de control de proceso, encontrando una alternativa en el desarrollo de modelos matemáticos. Este tipo de modelos tiene la característica de acoplar la cinética de solidificación con la transferencia de calor. Es así como se logró desarrollar la técnica CA-CCA, la cual se basa en hacer una analogía al método DTA, lo cual implica el planteamiento de una serie de suposiciones con el propósito de simular la referencia presente en el sistema, es decir un cuerpo inerte de referencia que no se encuentra sometido a la solidificación. Este cuerpo neutro lo constituye el metal mismo considerando que no sufre transformación de fase alguna, lo que permite generar una línea base destinada a contabilizar las desviaciones por parte de la muestra por efecto de la generación de calor.

MICROMACROMODELADO APLICADO AL ESTUDIO DEL BLANQUEADO DE HIERRO NODULAR.

En las últimas décadas el modelado de la solidificación ha seguido un desarrollo sostenido, impulsado por el interés de optimizar los procesos y la calidad de los productos de fundición mediante la comprensión de los fenómenos que rigen la formación de la microestructura, a través de la predicción de la evolución de sus variables, basada en modelos mecanísticos ⁽¹⁷⁾.

A partir de un punto de vista general, las características estructurales asociadas a un producto metálico obtenido mediante procesos que involucran a la solidificación se establecen a tres niveles, en función de la escala de los aspectos de interés.

- 1) **Nivel macroscópico** (macroestructural), del orden de mm a m, los aspectos de interés asociados a la solidificación a este nivel incluyen la forma y posicionamiento de macrorechupes, macrosegregación, fisuras, calidad superficial y exactitud dimensional de la pieza; la aceptación de un producto de fundición pasa por un

primer filtro que restringe las condiciones mínimas de calidad que debe cumplir una pieza en función de las características macroestructurales.

- 2) **Nivel microscópico** (microestructural), del orden de mm a μm , en la mayoría de los casos las propiedades mecánicas dependen de la estructura de solidificación a este nivel; elementos de este nivel incluyen al tamaño y tipo (columnar o equiaxial) de grano obtenido de colada, tipo, morfología y cantidades relativas de las fases presentes, espaciamiento interdendrítico, tipo e intensidad de la microsegregación, cantidad de microrechupes, microporosidad e inclusiones.
- 3) **Nivel atómico** (nanoestructural), del orden de nanómetros, las características estructurales a este nivel incluyen la estructura cristalina y defectos lineales, puntuales y de superficie (dislocaciones, vacancias, etc.).

Con base en la anterior clasificación, a su evolución pasada, el estado actual del conocimiento y el desarrollo que tendrán los modelos destinados a simular la solidificación pueden ser ubicados dentro de tres generaciones de modelos de solidificación.

Los **modelos de la primera generación**, basan su planteamiento en lo que acontece dentro del sistema a nivel macroscópico y son conocidos como modelos macroscópicos de solidificación.

En estos modelos, la descripción cuantitativa de la evolución de la interfase sólido-líquido se realiza a través de las soluciones numéricas de las ecuaciones de conservación macroscópica de energía, masa, momentum y especies químicas, empleando simplificaciones para introducir al calor latente generado por el cambio de fase, sin considerar la cinética de solidificación y asumen que la fracción sólida es una función que dependen únicamente de la temperatura. La mayor parte de los esfuerzos realizados en las últimas tres décadas pertenecen a este tipo de modelos^(18,19, 20).

Los **modelos de la segunda generación** acoplan la descripción cuantitativa (a escala macroscópica) de los fenómenos de transporte, con la descripción microscópica de la

solidificación mediante la introducción de la cinética de formación de los microconstituyentes.

La mayor parte de los modelos que pertenecen a esta generación resuelven las ecuaciones asociadas a los fenómenos macroscópicos de transporte simultáneamente con las ecuaciones relacionadas con la cinética de transformaciones de fase y, cuando la principal transformación de fase es la solidificación, son conocidos bajo el nombre genérico de macro-micromodelos de solidificación^(5, 18, 21, 22).

Estos modelos permiten obtener información cuantitativa de aspectos estructurales a nivel microscópico. El tratamiento del problema de generación de calor latente durante el cambio de fase se realiza mediante leyes de nucleación y crecimiento del microconstituyente en formación^(23, 24, 25, 26, 27).

Los **modelos de la tercera generación**, para predecir la evolución de la interfase sólido-líquido, se basan no solamente en consideraciones que se relacionan con lo que acontece a nivel macroscópico y microscópico, sino que adicionalmente calcula la evolución del sistema a nivel atómico. Si bien en la actualidad no existe una base de datos que correlacione cuantitativamente a elementos estructurales a este nivel con las propiedades que muestra una pieza fundida, la descripción detallada del movimiento de las interfases sólido-líquido durante la solidificación requiere cálculos a este nivel.

Sin embargo, la descripción de la evolución del estado asociado a cada átomo presente en un sistema metal-molde está limitada por la capacidad de memoria y procesamiento del equipo de cómputo disponible.

Por esta razón los cálculos atomísticos asociados a la formación de microestructura se han aplicado a aspectos microestructurales muy aislados y específicos, como límites de grano, dislocaciones, etc., donde el número de átomos se ubica entre 10^2 y 10^4 .

DISEÑO FACTORIAL FRACCIONADO

Medición de los efectos de las variables

Existen diseños estadísticos de experimentos enfocados a establecer el efecto de una o más variables sobre una respuesta de un sistema bajo estudio⁽²⁸⁾. Dentro de este marco, el diseño factorial es extremadamente usado para este propósito, en su modalidad de diseño factorial a dos niveles debido a que son diseños experimentales relativamente económicos y fáciles de usar y pueden proveer una valiosa información con un número reducido de experimentos.

El diseño factorial a dos niveles es importante por las siguientes razones:

1. Se requiere relativamente de pocas corridas experimentales para establecer los efectos de una o más variables sobre la respuesta estudiada; y a pesar de que es incapaz de explorar totalmente una región completa del factor espacio asociado a cada variable, puede indicar una mayor tendencia y determinar una dirección prometedora para una mayor experimentación.
2. Cuando se requiere una mayor exploración local, puede ser posible incrementar o constituir diseños compuestos complementarios.
3. La versión fraccionada de estos diseños es de gran valor en la etapa temprana de una investigación. Esta experimentación preliminar analiza un gran número de variables superficialmente para identificar a las variables con mayor efecto significativo sobre la respuesta del sistema bajo estudio.
4. Los diseños factoriales a dos niveles y el correspondiente diseño fraccional pueden ser usados como construcción de bloques y el grado de complejidad del diseño experimental construido finalmente será establecido de acuerdo a la identificación de los efectos relevantes así como a la sofisticación del problema.
5. La interpretación de las observaciones producidas por los diseños pueden conseguirse con relativa facilidad mediante el uso del sentido común y la aritmética elemental.

CAPÍTULO II

MODELO MATEMÁTICO

Para simular la formación de microestructura de solidificación presente durante la obtención de piezas de hierros nodulares de composición eutéctica se pueden utilizar los macro-micro modelos. Estos modelos mecanísticos son una herramienta útil ya que a partir de ellos se pueden simular las curvas de enfriamiento bajo diferentes condiciones (temperatura de colada, nivel de inoculación y diámetro de la pieza) y conocer la cinética de solidificación y eventualmente predecir las microestructuras de solidificación de estas aleaciones. Los aspectos más relevantes asociados con un micro-macro modelo de solidificación, elaborado en este trabajo y enfocado a simular la solidificación de hierro nodular eutéctico se describen a continuación.

PLANTEAMIENTO DEL MODELO

Debido a la obtención de piezas en forma de barras cilíndricas de hierro nodular eutécticas en moldes de arena, el modelo que se plantea toma en cuenta la transferencia de calor del metal a la arena, el enfriamiento del mismo metal y la subsiguiente solidificación. Es necesario tomar en cuenta otro proceso que está involucrado que es la cinética de solidificación la cual nos permite saber con qué rapidez se llevan a cabo estas transformaciones, y las zonas donde se pueden presentar ciertos microconstituyentes, la cinética involucra el fenómeno de nucleación y el crecimiento de los microconstituyentes de solidificación.

PROCESO DE TRANSFERENCIA DE CALOR PIEZA-MOLDE

Como la pieza de estudio propuesta es una barra circular de hierro nodular eutéctico y el molde es de arena sílica (Figura 2.1), se hacen varias simplificaciones. Se supone que el llenado del molde es instantáneo, que durante el llenado no se generan corrientes convectivas, que la temperatura del metal líquido al tiempo cero es igual a la temperatura

de colada y por último la temperatura del molde se considera a temperatura ambiente. Debido a las consideraciones mencionadas el mecanismo controlante es el transporte de calor por conducción, asociado a la diferencia de temperatura del metal líquido y el molde. La ecuación que representa dicho sistema en el balance de energía tomando en cuenta la liberación de calor por el fenómeno de la solidificación por el calor latente de solidificación es la ecuación general de conducción de calor con cambio de fase (Ec. 1)

$$\rho_i C p_i \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla [k_i \nabla T] + L_f \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad \text{Ec. 1}$$

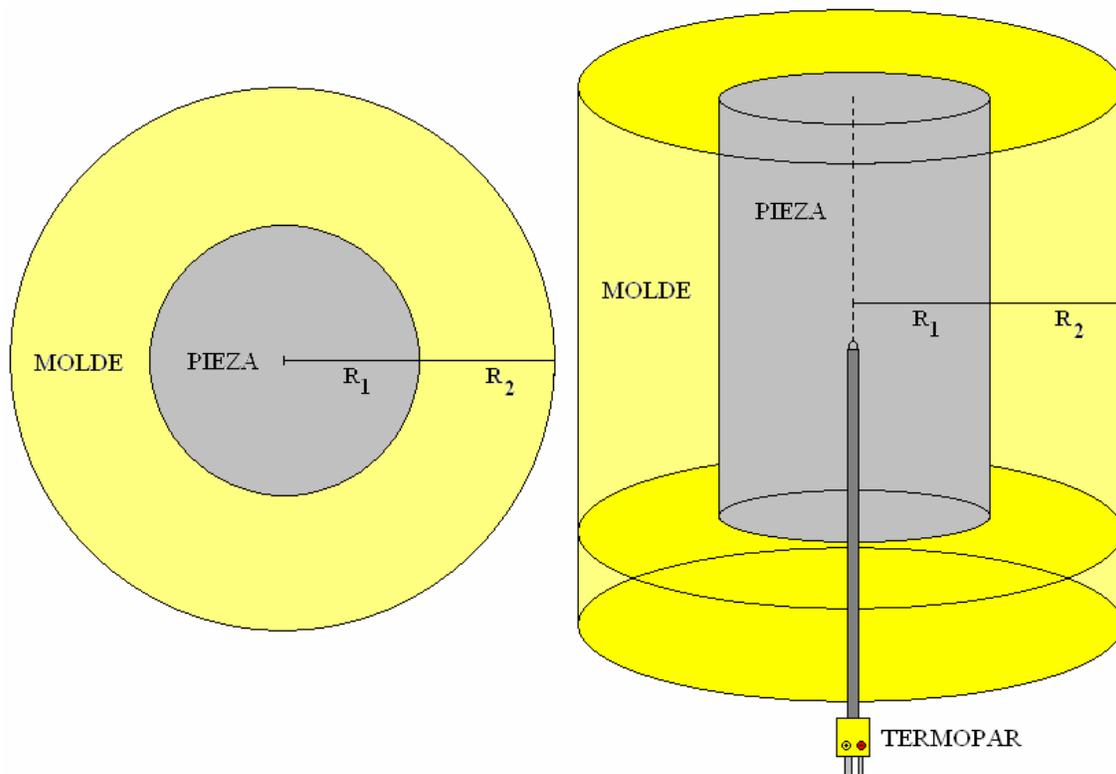


Figura 2.1 Representación gráfica del sistema pieza-molde.

Como se mencionó anteriormente la pieza es una barra redonda, lo que simplifica aun más el planteamiento del problema ya que suponiendo que solo existe transferencia de calor unidireccional y esta es en forma radial y además se consideran las propiedades termofísicas constantes del sistema, la ecuación de conducción que representa el sistema sería la Ec. 2

$$\rho_i C p_i \frac{\partial T}{\partial t} = k_i \frac{1}{r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + L_f \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad \text{Ec. 2}$$

En la Ec. 2 L_f es el calor latente de fusión por unidad de volumen (J/m^3), f_s es la fracción sólida y $\frac{\partial f_s}{\partial t}$ es la velocidad de formación de sólido durante la solidificación

$$L_f \frac{\partial f_s}{\partial t} = Q_s \quad \text{Ec. 3}$$

El termino Q_s expresa el flujo instantáneo del calor latente liberado por la solidificación por unidad de volumen del sistema, parámetro que es determinado por el modelo calculando la velocidad de formación de sólido a través del modelo cinético de solidificación.

CONDICIONES A LA FRONTERA

A continuación se presentan las condiciones iniciales y a la frontera para el sistema propuesto experimentalmente.

Condición en $r=0$ (eje de simetría)

$$\frac{\partial T}{\partial r} = 0 \quad \text{Ec. 4}$$

Condición a la frontera 1: Intercara Metal-Molde, $r = R_1$ (Ver Fig. 2.1)

$$k_m \frac{\partial T}{\partial r} = k_s \frac{\partial T}{\partial r} \quad \text{Ec.. 5}$$

Condición a la frontera 2: Intercara Molde-Medio Ambiente, $r = R_2$, (Ver Figura 2.1)

$$-k_s \frac{\partial T}{\partial r} = h_\infty (T_{r=R_2} - T_\infty) \quad \text{Ec. 6}$$

CONDICIONES INICIALES

La temperatura es una función de la posición radial y del tiempo, $T(r,t)$.

- Barra redonda de metal donde $0 < r \leq R_1$: $T(r,0) = T_c$ donde T_c es la temperatura de llenado de la barra redonda en el molde.

- Molde de arena sílica, $R_1 < r < R_2$: $T(r,0) = T_\infty$ donde T_∞ es la temperatura del medio ambiente.

Tomando en cuenta los criterios y suposiciones mencionados anteriormente se procedió a resolver la ecuación general de conducción haciendo uso del método de diferencias finitas implícito, para lo cual se siguió una metodología que se describe a continuación:

DISCRETIZACIÓN DEL SISTEMA METAL-MOLDE

Para el sistema propuesto de la barra circular molde de arena se utilizó una malla con un espaciamiento radial (Δr_m) para la barra circular de metal y (Δr_s) para el molde de arena. Lo anterior subdivide al sistema compuesto metal-molde en un conjunto de volúmenes de control denominados elementos nodales.

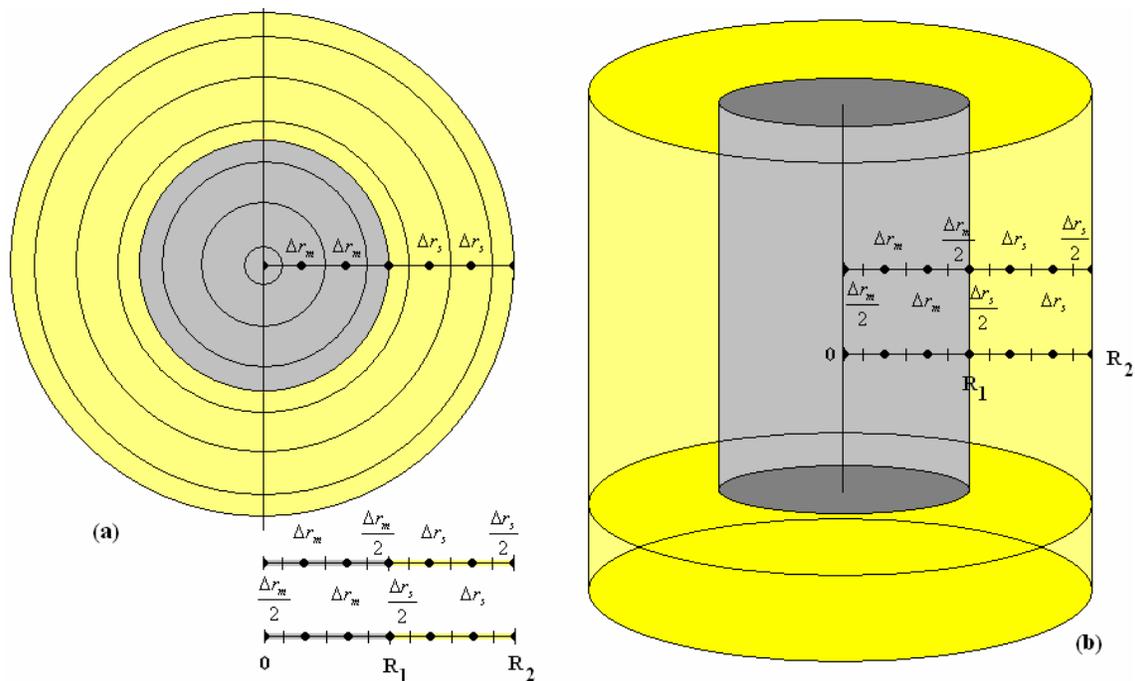


Figura 2.2 Vista superior (a) y lateral (b) del sistema metal-molde, mostrando la discretización.

TIPIFICACIÓN DEL SISTEMA METAL-MOLDE

Para poder simular las curvas de enfriamiento del sistema propuesto discretizado es necesario tipificarlo y esto consiste en identificar entre los elementos nodales a los nodos únicos y a las familias nodales presentes dentro del sistema compuesto metal-molde. Una vez establecida la tipificación nodal se plantean balances de energía para cada caso y se obtiene una ecuación nodal para cada tipo de nodo. De acuerdo con su naturaleza se asigna a cada elemento nodal constitutivo del sistema una ecuación nodal de tal manera que todo el sistema metal-molde bajo estudio estará representado por un sistema de ecuaciones simultáneas no lineales que deberá ser resuelto, en cada paso de tiempo de cálculo, para conocer el perfil de temperaturas en función del radio.

Del eje de simetría del sistema (metal) a la parte externa del molde se determinaron los siguiente volúmenes de control: El primer volumen de control de tipo único se encuentra en el eje de simetría (centro de la barra circular de hierro), el segundo es una familia nodal que solo incluye los nodos que se encuentran en el seno del metal por lo que no esta incluido el nodo ubicado en el eje de simetría ni el nodo en la intercara metal-molde , el tercer volumen de control es el nodo de tipo único dos ubicado entre el metal y el molde, el cuarto es una familia nodal que solo incluye los nodos que se encuentran en el seno del molde de arena y por ultimo el quinto volumen de control que es un nodo de tipo único tres entre el molde y el medio ambiente. Lo anterior se describe detalladamente a continuación.

NODO ÚNICO TIPO 1

El nodo único tipo 1, se encuentra en el eje de simetría de la pieza de hierro, como se muestra en la Figura 2.3, y la Ec. (7) representa a este nodo como un cilindro sólido de metal, de altura unitaria. Lo anterior se muestra a continuación.

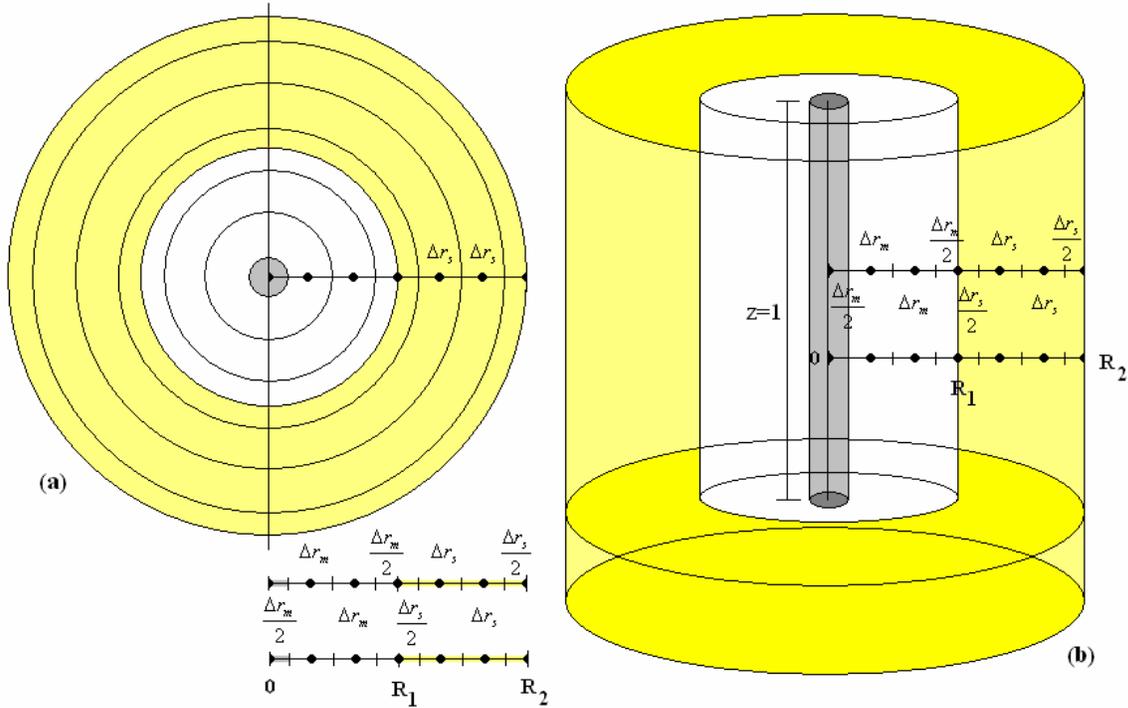


Figura 2.3 (a) Vista superior de la pieza y el molde, el círculos gris representa el nodo único 1 que es el eje de simetría (b) Vista lateral del sistema metal-molde, la barra del centro representa el volumen de control del nodo único 1, lo blanco es el resto de la pieza de hierro y lo amarillo es el molde de arena.

$$\left\{1 + \frac{1}{4Fo_M}\right\} T'_i - T'_{i+1} = \frac{T_i}{4Fo_M} + \frac{\Delta H_f}{4Fo_M Cp_M} \Delta f_s \quad \text{Ec. 7}$$

$$Fo_M = \frac{\alpha_M \Delta t}{\Delta r_M^2}$$

$$\alpha = \frac{k_m}{\rho_m Cp_m}$$

FAMILIA NODAL M (SENO DEL METAL)

La familia nodal M, se encuentra en el seno del metal de la pieza de hierro. En la versión simplificada que se muestra en la Figura 2.4. Esta familia está representada por dos cilindros huecos de metal con una altura unitaria, y la Ec. (8) representa a esta familia nodal como se muestra a continuación.

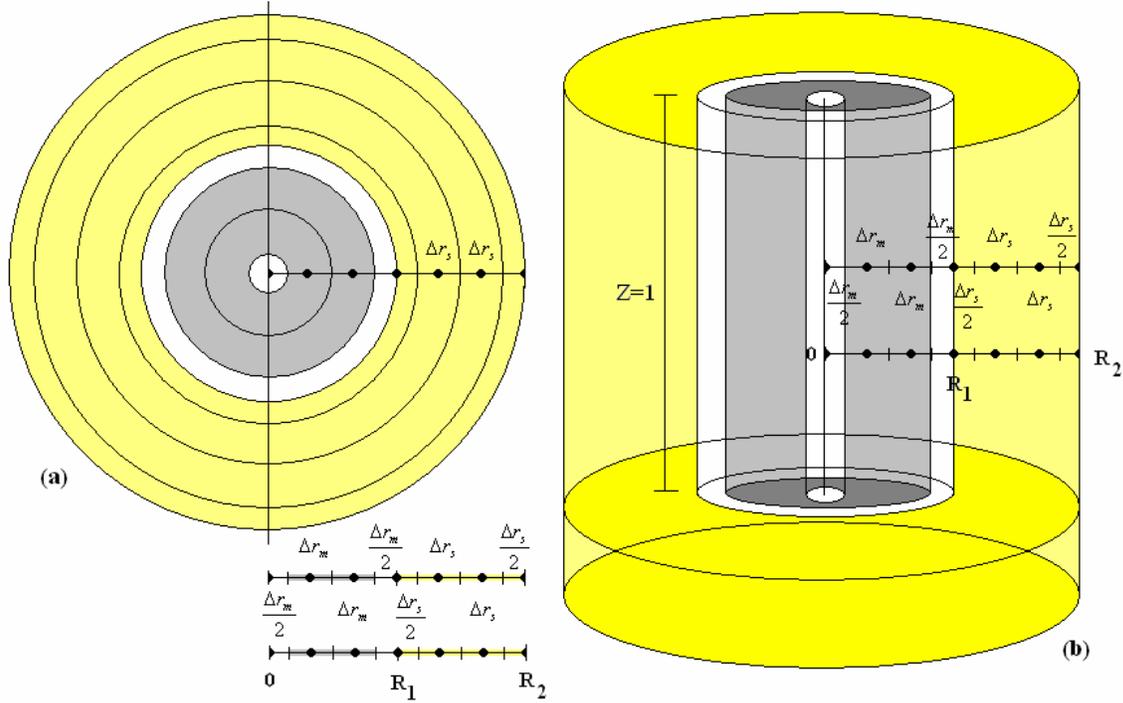


Figura 2.4 (a) Vista superior de la pieza y el molde, el cilindro gris representa la familia nodal M (b) Vista lateral del sistema metal-molde, el cilindro en color gris representa el volumen de control de la familia nodal M, lo blanco es el resto de la pieza de hierro y lo amarillo es el molde de arena.

$$-\left(1 - \frac{1}{2i}\right)T'_{i-1} + \left\{2 + \frac{1}{4Fo_M}\right\}T'_i - \left(1 + \frac{1}{2i}\right)T'_{i+1} = \frac{T_i}{Fo_M} + \frac{\Delta H_f}{Fo_M Cp_M} \Delta f_s \quad \text{Ec. (8)}$$

NODO ÚNICO TIPO 2

El nodo único tipo 2, se encuentra en la intercara metal-molde, como se muestra en la Figura 2.5, y esta constituido por un cilindro hueco de altura unitaria que presenta dos capas concéntricas de espesor $\Delta r/2$, una interior de metal (capa gris) y otra exterior de arena de moldeo (capa verde). La Ec. (9) representa a este nodo como se muestra a continuación.

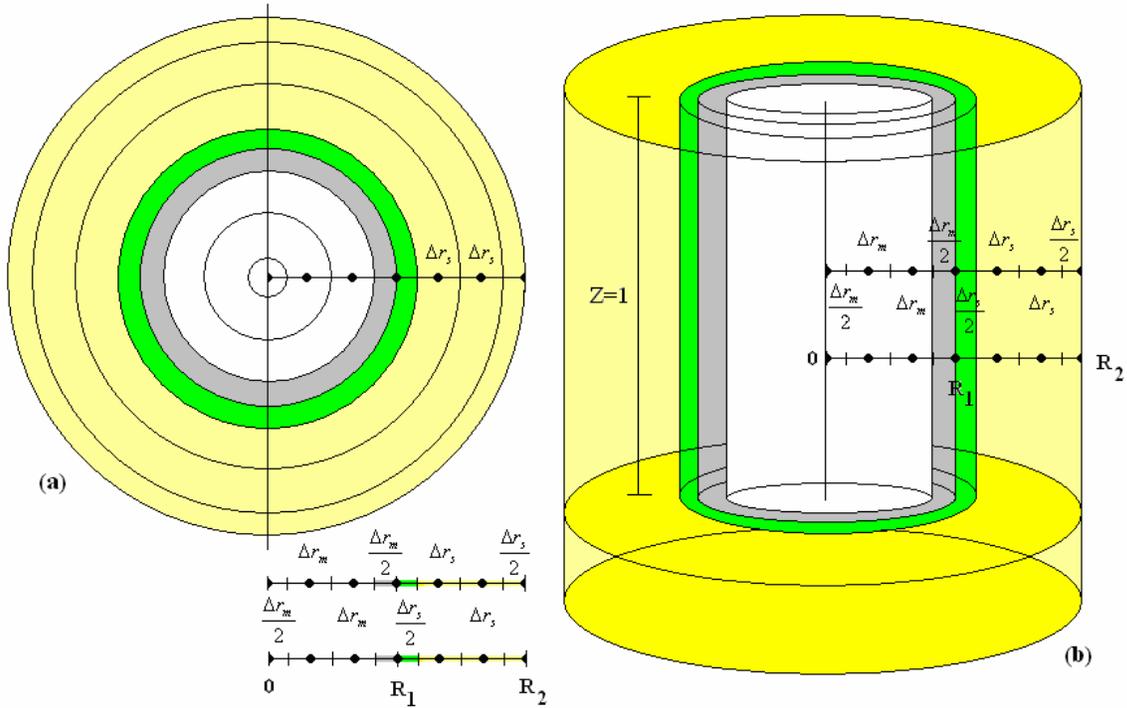


Figura 2.5 (a) Vista superior de la pieza y el molde, los anillos gris y verde forman el nodo único tipo 2 intercara metal-molde (b) Vista lateral del sistema metal-molde, los cilindros en color gris y verde gris representa el volumen de control del nodo único tipo 2, lo blanco es el resto de la pieza de hierro y lo amarillo es el molde de arena.

$$\begin{aligned}
 & - \left\{ \frac{k_M \Delta t}{\Delta r_M} (PAR1) \left(1 - \frac{1}{i} \right) \right\} T'_{i-1} + \left\{ 1 + (PAR1) \Delta P \left[\frac{k_M}{\Delta r_M} \left(1 - \frac{1}{i} \right) + \frac{k_s}{\Delta r_s} \left(\frac{\Delta r_s}{i \Delta \Delta_M} \right) \right] \right\} T'_i - \left\{ \frac{k_s \Delta t}{\Delta r_s} (PAR1) \left[1 + \frac{\Delta r_s}{i \Delta \Delta_M} \right] \right\} T'_{i+1} \\
 & = T_i + \rho_M \Delta H_f (PAR1) \Delta f_s
 \end{aligned}$$

$$PAR1 = \frac{\alpha_s \alpha_M}{\alpha_M k_s \Delta r_s + \alpha_s k_M \Delta r_M}$$

Ec. 9

FAMILIA NODAL S (SENO DEL MOLDE)

La familia nodal S, se encuentra en el seno del molde de arena, como se muestra en la versión simplificada de la Figura 2.6 en donde se pueden apreciar la presencia de dos miembros de esta familia como cilindros huecos de altura unitaria constituidos por arena de molde. La Ec. (10) representa a esta familia nodal como se muestra a continuación.

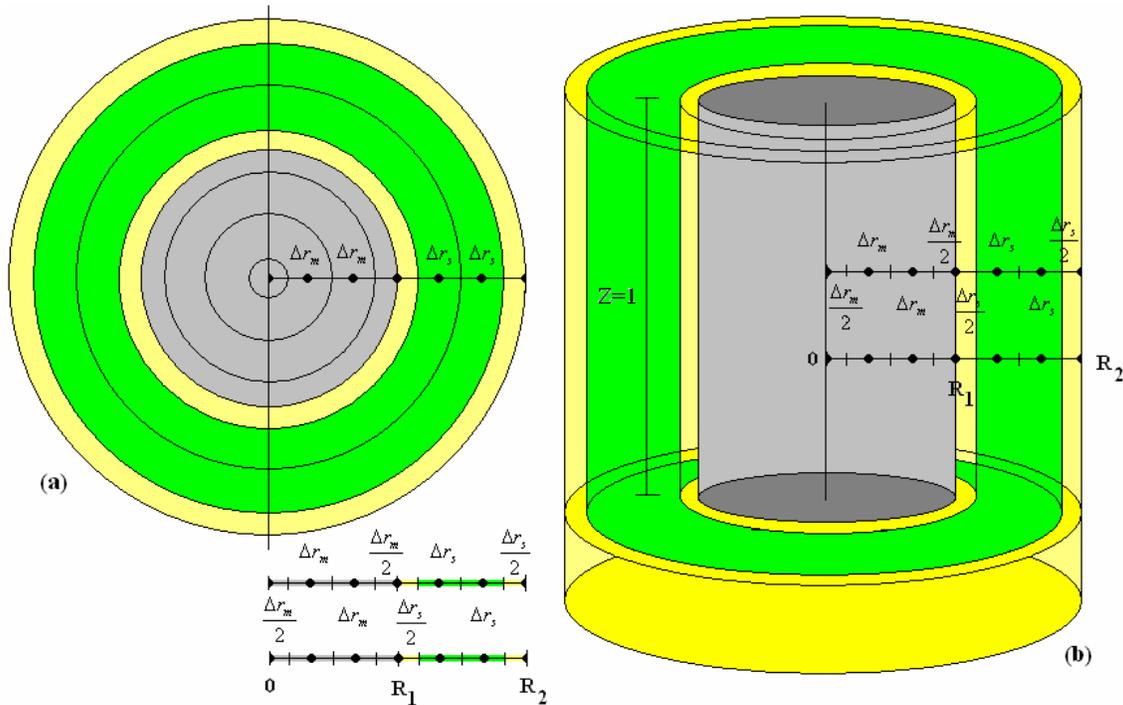


Figura 2.6 (a) Vista superior de la pieza y el molde, los anillos verdes representa la familia nodal S (b) Vista lateral del sistema metal-molde, el cilindro en color verde representa el volumen de control de la familia nodal S, la barra gris es la pieza de hierro y lo amarillo es el resto del molde de arena.

$$-\left(1 - \frac{1}{2i}\right)T'_{i-1} + \left\{2 + \frac{1}{4Fo_s}\right\}T'_i - \left(1 + \frac{1}{2i}\right)T'_{i+1} = \frac{T_i}{Fo_s} \quad \text{Ec. 10}$$

$$Fo_s = \frac{\alpha_s \Delta t}{\Delta r_s^2}$$

NODO ÚNICO TIPO 3

El nodo único tipo 3, se encuentra en la intercara molde-medio ambiente, como se muestra en la Figura 2.7, como un cilindro hueco de arena de moldeo de altura unitaria y con un espesor de $\Delta r/2$. La Ec. (11) representa a este nodo como se muestra a continuación.

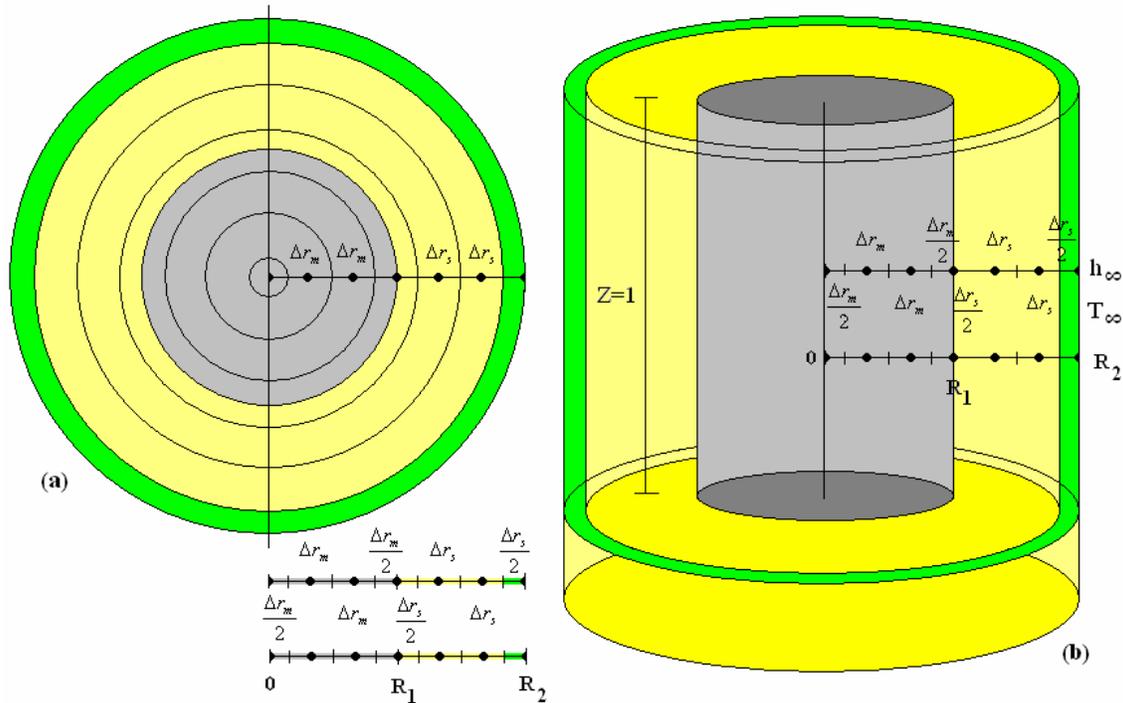


Figura 2.7 (a) Vista superior de la pieza y el molde, el círculo verde representa el nodo único 3 intercara molde-medio ambiente (b) Vista lateral del sistema metal-molde, el cilindro en color verde representa el volumen de control del nodo único tipo 3, lo amarillo es el resto del molde y lo gris es la pieza de hierro.

$$-\left(1 - \frac{1}{2i}\right)2Fo_s T'_{i-1} + \left\{1 - 2Fo_s \left(1 - \frac{1}{2i}\right) + \frac{2h_\infty \Delta t}{\Delta r_s \rho_s C p_s}\right\} T'_i = T_i + \frac{2h_\infty \Delta t}{\Delta r_s \rho_s C p_s} \quad \text{Ec. 11}$$

SISTEMA DE ECUACIONES GENERADO PARA EL METAL-MOLDE

La pieza de estudio propuesta es una barra circular de hierro nodular eutéctico y el molde es de arena sílica. Realizando la discretización para este sistema y generando las ecuaciones de transferencia de calor para cada tipo de nodo o familia nodal, se obtiene un sistema de ecuaciones simultáneas que es resuelto. En los elementos nodales que involucran la presencia de metal y durante la solidificación se emplea al micromodelo cinético de

solidificación para calcular la evolución de la fracción sólida y con esto recalculer el perfil instantáneo de temperaturas.

El sistema de ecuaciones simultaneas obtenido conforma una matriz de coeficientes multiplicada por el vector columna de incógnitas, que son el perfil futuro de temperaturas y este producto se iguala a un vector columna de resultados. En cada paso de tiempo se obtiene un sistema de ecuaciones simultáneas con una matriz de coeficientes tridiagonal, el cual es resuelto mediante el algoritmo de Thomas⁽²⁹⁾.

CINÉTICA DE SOLIDIFICACIÓN PARA EL MODELO MICROSCÓPICO DEL HIERRO NODULAR EUTÉCTICO.

Durante el proceso de solidificación de un hierro nodular eutéctico pueden ocurrir dos transformaciones eutécticas. Para el caso de una solidificación estable se lleva a cabo la formación del microconstituyente eutéctico estable mediante la precipitación de grafito esferoidal y la formación de austenita. Para el caso del sistema metaestable se forma cementita y austenita.

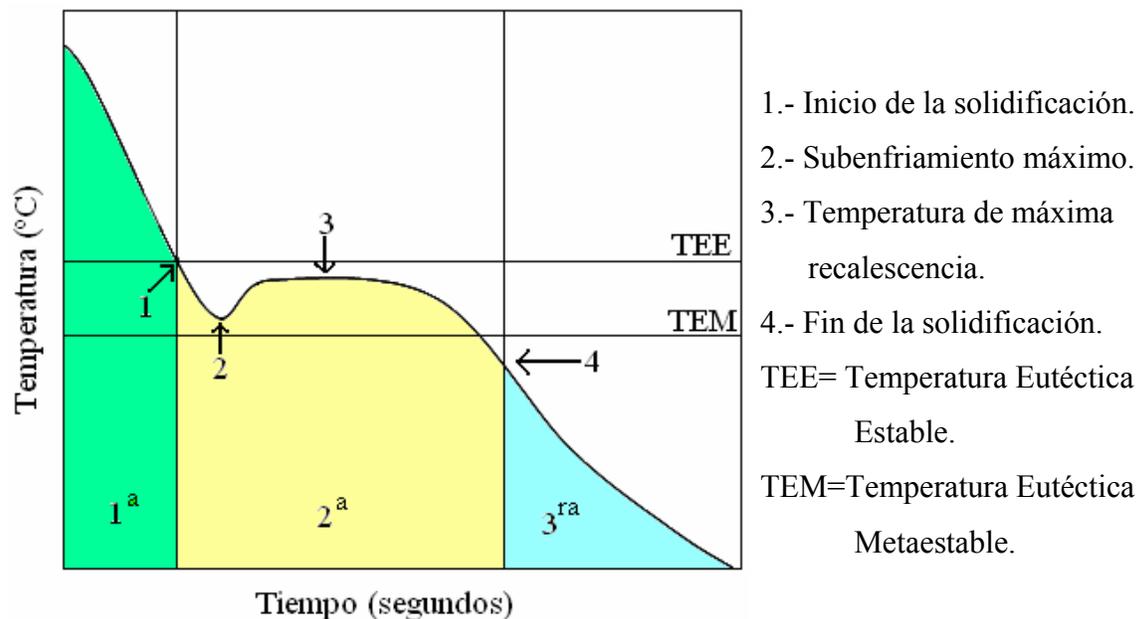


Figura 2.8 Etapas del proceso de enfriamiento y solidificación.

El modelo que se presenta consta de tres etapas durante el proceso de enfriamiento del líquido y la solidificación que son el enfriamiento del líquido, la solidificación y el enfriamiento del metal sólido.

1ª Etapa: La temperatura del metal líquido en el molde se considera como la temperatura de colada (llenado instantáneo del molde), a partir de este instante el metal líquido inicia un enfriamiento constante transfiriendo el calor sensible hacia el molde, hasta llegar a la temperatura eutéctica estable o inestable.

2ª Etapa: En la segunda etapa el metal líquido puede llegar a la temperatura eutéctica estable (TEE) o a la temperatura eutéctica inestable (TME). En el caso de que llegue a la TEE la temperatura sigue disminuyendo provocando el inicio de la nucleación, iniciando el crecimiento de granos de austenita-grafito esferoidal. En el caso que la temperatura del líquido siga descendiendo hasta llegar por debajo de la temperatura eutéctica metaestable, se inicia la formación de celdas eutécticas metaestables. Durante la solidificación se libera calor latente alcanzando el subenfriamiento máximo y debido a esta liberación de energía inicia el metal presenta un aumento de la temperatura llamada recalcancia hasta llegar a un máximo llamado recalcancia máxima, si esta temperatura no rebasa la línea TME la formación de estructura metaestable se sigue realizando en el líquido remanente, pero si la temperatura de recalcancia máxima rebasa la temperatura TME la estructura metaestable (ledeburita) deja de formarse. Al llegar a la máxima recalcancia la temperatura empieza a descender gradualmente hasta que el metal líquido remanente solidifica e inicia el enfriamiento del sólido. La composición química es importante para determinar las temperaturas eutécticas estables y metaestable, las cuales nos permiten determinar cual de los eutécticos es mas probable que se forme termodinámicamente. Las ecuaciones que determinan la TEE y la TME se muestran a continuación.

$$TEE = 1154 + 4 (\%Si) - 2 (\%Mn) - 30 (\%P) \quad \text{Ec. 12}$$

$$TME = 1148 - 15 (\%Si) + 3 (\%Mn) - 37 (\%P) \quad \text{Ec. 13}$$

3ª Etapa: Enfriamiento del hierro nodular sólido. El metal solidificado por completo se enfría hasta alcanzar la temperatura ambiente.

Como puede observarse, la etapa dos es la más importante y la más crítica ya que es donde se lleva a cabo la solidificación, empezando con la nucleación que se genera a partir de

embriones que llegan a un cierto tamaño en el cual se consideran centros de nucleación o núcleos. Se considera que existe una cantidad determinada de centros de nucleación, esta cantidad de centros de nucleación puede ser calculado mediante un modelo de nucleación instantáneo, en el cual el número de núcleos es establecido empíricamente en función de la velocidad de enfriamiento del hierro hasta que esta alcanza la temperatura eutéctica. Para determinar la cantidad de núcleos en el hierro nodular en el caso del eutéctico estable se uso la siguiente expresión.

$$N^* = \left[a + b \frac{dT}{dt} \right]^2 \quad \text{Ec. 14}$$

Donde N^* es el número de núcleos por unidad de área

$a= 628,200$ y $b= 3.814$

$$N_1 = 0.87 \left[(N^*) \right]^{3/2} \quad \text{Ec. 15}$$

N_1 es la cantidad de núcleos de eutéctico estable por unidad de volumen.

Con la Ec. 15 se puede calcular el número de núcleos activos, en cada volumen de control de la barra redonda de hierro nodular eutéctico en estado líquido en función de las condiciones de enfriamiento. Con el propósito de tomar en cuenta el efecto de la inoculación, el número de núcleos activos en un baño metálico inoculado se obtiene de la Ec. 15 multiplicada por el factor de corrección $N_{1\text{noc}}=FN_1$. El valor del factor de corrección se estima de las siguientes consideraciones:

Un hierro nodular con inoculación presenta de 350 a 400 nódulos/mm² y un hierro sin inocular presenta de 75 a 80 nódulos/mm². Calculando a partir de de estos datos el número de nódulos por unidad de volumen asociados a cada caso se obtiene para el hierro nodular con inoculación el valor de 6.54×10^{12} nódulos/m³, mientras que para el hierro nodular sin inocular se obtiene el valor de 6.49×10^{11} nódulos/m³. El calculo anterior muestra que la inoculación provoca un incremento en el número de núcleos activos por unidad de volumen de aproximadamente un orden de magnitud y por lo tanto el factor empleado para obtener el número de núcleos en la pieza inoculada es de 10.

$$N_{\text{Inoc}} = FN_i = 10N_1 \quad \text{Ec. 16}$$

Para el caso de hierro nodular eutéctico metaestable las condiciones de enfriamiento son más severas, el enfriamiento es más rápido esto provoca que se generen cinco veces más núcleos activos metaestables por unidad de volumen que los que se generan para la nucleación eutéctica estable y entonces el número está representado por la Ec. 17.

$$N_2 = 4.35 \left[(N^*) \right]^{3/2} \quad \text{Ec. 17}$$

Donde N_2 es el número de núcleos activos metaestables por unidad de volumen.

Estas expresiones son utilizadas en el micromodelo para determinar la cantidad de núcleos activos tanto para el hierro nodular eutéctico estable y metaestable en conjunto con el modelo de crecimiento para calcular la evolución de la fracción sólida.

Comúnmente los modelos que describen la solidificación eutéctica consideran que existe un interbloqueo cuando los granos están en el proceso de crecimiento en el molde donde se encuentran durante la solidificación, estos granos interfieren entre sí, presentando cierta interacción entre ellos mismos. Esta interacción es contemplada en el modelo de Johnson Mehl-Avrami, en el que se realizan las siguientes suposiciones, los granos sólidos no tienen movimiento, predice que la superficie efectiva entre los granos de sólido y la fase líquida está dada por el factor $(1-f_s)$, donde f_s es la fracción sólida y la velocidad de formación de sólido tiende a cero conforme la fracción sólida tiende a la unidad. Las ecuaciones que representan la aproximación de Johnson Mehl-Avrami son:

$$f_s = 1 - \exp\left(\left(-\frac{4}{3}\right)\pi NZ^3\right) \quad \text{Ec. 18}$$

$$\frac{\partial f_s}{\partial t} = (1 - f_s) \left(4\pi NZ^2 \frac{\partial Z}{\partial t}\right) \quad \text{Ec. 19}$$

$$\frac{\partial Z}{\partial t} = \frac{\Omega \Delta T}{Z} \quad \text{Ec. 20}$$

Donde:

f_s = es la fracción solidificada en un volumen de control considerando la interacción entre los granos.

Z = es el radio promedio de grano eutéctico.

$\frac{\partial f_s}{\partial t}$ = es la velocidad de formación del sólido

$\frac{\partial Z}{\partial t}$ = es la velocidad de crecimiento de la esfera sólida de radio Z

Ω = es el coeficiente de crecimiento del nódulo de grafito envuelto en la capa de austenita.

ΔT es el grado de subenfriamiento de la fase eutéctica.

La velocidad de crecimiento de los núcleos es una función del subenfriamiento eutéctico estable o metaestable, durante la solidificación del hierro nodular eutéctico pueden presentarse dos microconstituyentes, es necesario utilizar dos modelos que describan el crecimiento de cada uno de ellos, la velocidad respectiva de crecimiento se calcula en función del coeficiente de crecimiento y el subenfriamiento presentado para cada uno.

El modelo de crecimiento para el microconstituyente eutéctico estable es:

$$\frac{\partial Z}{\partial t} = \frac{\Omega \Delta T}{Z} \quad \text{Ec. 21}$$

Donde:

ΔT_1 es el subenfriamiento eutéctico estable y se calcula con la Ec. 22

$$\Delta T_1 = T_{EE} - T \quad \text{Ec. 22}$$

Donde:

T_{EE} es la temperatura eutéctica estable y T es la temperatura del líquido remanente.

El modelo de crecimiento para el microconstituyente eutéctico metaestable es:

$$\frac{dZ_2}{dt} = \mu_2 \Delta T_2^2 \quad \text{Ec. 23}$$

Donde:

ΔT_2 es el subenfriamiento eutéctico metaestable y se calcula con la Ec. 24

$$\Delta T_2 = T_{ME} - T \quad \text{Ec. 24}$$

Donde:

T_{ME} es la temperatura eutéctica metaestable y T es la temperatura del líquido remanente.

En el presente trabajo se está considerando que coexiste el crecimiento de eutéctico estable y metaestable, por lo que la ecuación de Jonson-Mehl²¹ debe de ser modificada para que contemple el crecimiento simultaneo de los dos microconstituyentes, y como se había mencionado anteriormente cuando la fracción tiende a uno la interacción que existe entre los granos aumenta, esto indica que la velocidad de solidificación tiende a cero y se representa en las siguientes ecuaciones.

$$f_s \rightarrow 1; \frac{\partial f_s}{\partial t} \rightarrow 0 \quad \text{Ec. 25}$$

$$f_s = \frac{V_{sólido}}{V_{Total}} = \frac{4}{3} N^* \pi Z_1^3 + \frac{4}{3} N^* \pi Z_2^3 \quad \text{Ec. 26}$$

Z_1 = Estable.

Z_2 = Metaestable.

Considerando el efecto de empalmamiento de $(1-f_s)$ la Ec. 26 queda de la siguiente forma:

$$\frac{\partial f_s}{\partial t} = \left(4\pi N^* B_1^2 \frac{dZ_1}{dt} (1-f_s) \right) + \left(4\pi N^* B_2^2 \frac{dZ_2}{dt} (1-f_s) \right) \quad \text{Ec. 27}$$

Para calcular en un cierto tiempo el incremento de la fracción sólida en esta etapa es con la Ec. 28.

$$\partial f_s = \left(4\pi N^* Z_1^2 \partial Z_1 (1-f_s) \right) + \left(4\pi N^* Z_2^2 \partial Z_2 (1-f_s) \right) \quad \text{Ec. 28}$$

Esta ecuación puede ser expresada como sigue.

$$\partial f_s = \left(\partial f_1 + \partial f_2 \right) (1-f_s) \quad \text{Ec. 29}$$

Resolviendo analíticamente la Ec. 29 queda de la siguiente forma:

$$\ln(1 - f_s) = - \left[\frac{4}{3} \pi N_1^* Z_1^3 + \frac{4}{3} \pi N_2^* Z_2^3 \right] \quad \text{Ec. 30}$$

La fracción sólida instantánea durante esta etapa y considerando la interacción de los granos queda de la siguiente forma:

$$f_s = 1 - \exp[-f_{s2} - f_{s1}] \quad \text{Ec. 31}$$

Y el incremento de fracción sólida en esta etapa Δf_s puede ser calculado como la suma de dos contribuciones y es mostrada en la Ec. 32.

$$\Delta f_s = \Delta f_{s1} + \Delta f_{s2} \quad \text{Ec. 32}$$

En la Tabla 2.1 se muestran los valores de las propiedades termofísicas empleados en el modelo.

Parámetros y Unidades	Valor
Calor latente del hierro (J/m ³)	Cp = 2.028x10 ⁹
Calor específico de hierro fundido Cp J/(m ³ °C)	Cp = 790
Calor específico de la arena Cp J/(m ³ °C)	Cp = 1090
Coefficiente de crecimiento del hierro nodular eutéctico, (m ² /°C s)	Ω=8.0x10 ⁻¹¹
Coefficiente de crecimiento de cementita eutéctico, m/(°C ² s)	μ = 2.5x10 ⁻⁵
Temperatura eutéctica estable (°C)	TEE= 1154 +4 (%Si) -2 (%Mn) – 30 (%P)
Temperatura eutéctica metaestable (°C)	TME= 1148 - 15 (%Si) + 3 (%Mn) – 37 (%P)
Conductividad térmica del metal W/(mK)	K _M = 28
Conductividad térmica de la arena W/(mK)	K _s =1
Coefficiente transferencia de calor	h _∞ = 100
Densidad hierro fundido (Kg/m ³)	ρ = 7100
Densidad arena (Kg/m ³)	ρ = 1730

Tabla 2.1 Lista de las propiedades termofísicas y los parámetros de crecimiento estable y metaestable obtenidas de la literatura y considerados en el modelo elaborado.

CAPÍTULO III

EXPERIMENTACIÓN

Para la realización del presente trabajo se utilizó un diseño estadístico de experimentos de tipo factorial a dos niveles para conocer como los efectos de las variables establecidas: diámetro de la probeta, nivel de inoculación y temperatura de colada afectan en la tendencia a la formación del microconstituyente pseudoledeburita o blanqueado conocido más comúnmente. Esto se establece para piezas cilíndricas de diferentes diámetros de hierro nodular eutéctico inicialmente líquido y que se enfría y solidifica en moldes de arena sílica. En el presente capítulo se describe el diseño estadístico de experimentos, en el cual se genera una matriz de diseño y en base a esta se realizó la parte experimental. Se describe el procedimiento tanto de fabricación del hierro nodular eutéctico, obtención de curvas de enfriamiento y preparación metalográfica.

DISEÑO ESTADÍSTICO DE EXPERIMENTOS

Cuando se realizan experimentos existe una serie de variables que pueden provocar resultados benéficos o perjudiciales respecto a una respuesta específica del sistema bajo estudio. A estas variables se les puede llamar variables de entrada, y pueden ser independientes y a la vez pueden ser manejadas en ciertos intervalos coherentes. Los resultados que se obtienen son los efectos medidos al realizar los experimentos en los intervalos de las diferentes variables. Estos efectos son correlacionados con las variables dependientes o también llamadas de respuesta.

El diseño estadístico de experimentos es una herramienta útil que normalmente se utiliza para obtener información sobre como afectan los valores de las variables de entrada, en los resultados obtenidos del sistema planteado (molde de arena para obtener barras circulares de hierro nodular eutéctico). El diseño estadístico de experimentos se utiliza para evitar la pérdida de tiempo y tener un ahorro económico, sin el diseño estadístico experimental estaríamos propensos a realizar una gran cantidad de experimentos, el uso de ellos nos permiten determinar las variables de entrada que son importantes. Las variables de entradas

se les conoce como factores y las medidas de salida son llamadas respuestas. Obteniendo las respuestas de interés, en base al diseño de experimentos, se puede aplicar el método de diseño factorial, que nos permite establecer el número de replicas o pruebas a realizar y los niveles o que valores utilizar para cada factor.

El diseño factorial completo a dos niveles establece un tipo de experimento que permite determinar el efecto combinado de factores múltiples en la respuesta del sistema. Para este tipo de experimento se pueden tomar los niveles alto y bajo para las variables de entrada (factores) y, como es un experimento factorial completo, se realiza cada combinación de grupo de factores.

En el presente trabajo se utilizó un diseño factorial completo a dos niveles, alto (+) y bajo (-), con tres variables, esto quiere decir 2^3 , con 2 replicas y aleatorio, la cantidad de experimentos son 24. La Tabla 3.1 muestra los valores de los factores de entrada (variables), para el nivel alto y bajo.

Variable (Factor de entrada)	Nivel Alto (+)	Nivel Bajo (-)
Temperatura de colada	1400 °C	1250 °C
Nivel de inoculación	Con inoculación	Sin inoculación
Diámetro de la pieza	5 cm.	2 cm.

Tabla 3.1 Variables relevantes utilizadas en el diseño estadístico a dos niveles (alto y bajo) para la obtención de barras de hierro nodular eutéctico, en moldes de arena sílica

Las variables establecidas son de gran relevancia ya que al variar el espesor de la pieza de interés, las velocidades de enfriamiento serán diferentes provocando diferencias en las curvas de enfriamiento y reflejándose posiblemente en la microestructura de las barras con diferentes diámetros, la inoculación en los hierros nodulares eutécticos es importante para abatir subenfriamientos grandes que son perjudiciales. Al realizar la inoculación se esperarían generar una mayor cantidad de centros de nucleación evitando posiblemente microestructuras no deseadas, y por último la temperatura a la que se llenan los moldes permite estimar como serán los tiempos de solidificación, afectando también a la curva de enfriamiento ya que entre mayor es la temperatura de colada para el mismo molde, este

tiene que disipar mayor cantidad de energía, esto puede provocar también la obtención de microestructuras diferentes.

Para este diseño factorial completo a dos niveles, la variable de respuesta considerada es la temperatura de máxima recalescencia (TMR) debido a que es un parámetro experimental característico de la curva de enfriamiento el cual es factible de obtener experimentalmente de una manera reproducible y está reportado reiteradamente en la literatura especializada que su valor esta ligado directamente con la tendencia al blanqueado presente en hierros colados.

En la Tabla 3.2 se tiene la matriz generada a partir del diseño de experimentos.

Prueba	T de Colada	Inoculación	Diámetro	Interacciones		
				AB	AC	BC
1	(-)	(-)	(+)	(+)	(-)	(-)
2	(+)	(-)	(-)	(-)	(-)	(+)
3	(+)	(-)	(+)	(-)	(+)	(-)
4	(+)	(+)	(-)	(+)	(-)	(-)
5	(-)	(+)	(+)	(-)	(-)	(+)
6	(+)	(+)	(+)	(+)	(+)	(+)
7	(-)	(-)	(-)	(+)	(+)	(+)
8	(-)	(+)	(-)	(-)	(-)	(-)
9	(-)	(-)	(+)	(+)	(-)	(-)
10	(+)	(-)	(-)	(-)	(-)	(+)
11	(+)	(-)	(+)	(-)	(+)	(-)
12	(+)	(+)	(-)	(+)	(-)	(-)
13	(-)	(+)	(+)	(-)	(-)	(+)
14	(+)	(+)	(+)	(+)	(+)	(+)
15	(-)	(-)	(-)	(+)	(+)	(+)
16	(-)	(+)	(-)	(-)	(+)	(-)
17	(-)	(-)	(+)	(+)	(-)	(-)
18	(+)	(-)	(-)	(-)	(-)	(+)
19	(+)	(-)	(+)	(-)	(+)	(-)
20	(+)	(+)	(-)	(+)	(-)	(-)
21	(-)	(+)	(+)	(-)	(-)	(+)
22	(+)	(+)	(+)	(+)	(+)	(+)
23	(-)	(-)	(-)	(-)	(+)	(+)
24	(-)	(+)	(-)	(-)	(+)	(-)

Tabla 3.2 Matriz del diseño experimental factorial completo a dos niveles, Alto (+) y bajo (-), con tres variables con 2 replicas y aleatorio

DESARROLLO EXPERIMENTAL

El desarrollo experimental se llevó a cabo en base a la matriz y se divide en varias etapas.

TERMOPARES

Los termopares se fabricaron con alambre tipo K (cromel-alumel) de calibre 18, y bifilares cerámicos de alta alúmina, los cuales se instalaron por la parte inferior del molde en el centro del diámetro respectivamente para la barra de 2 cm y 5 cm en posición vertical, como se observa en la Figura 3.1

MOLDES

Los moldes se fabricaron con arena sílica de granulometría 50-55 AFS mediante el proceso de silicato-CO₂ para obtener barras redondas de 2 cm y 5 cm de diámetro, como se muestra en la Figura 3.1

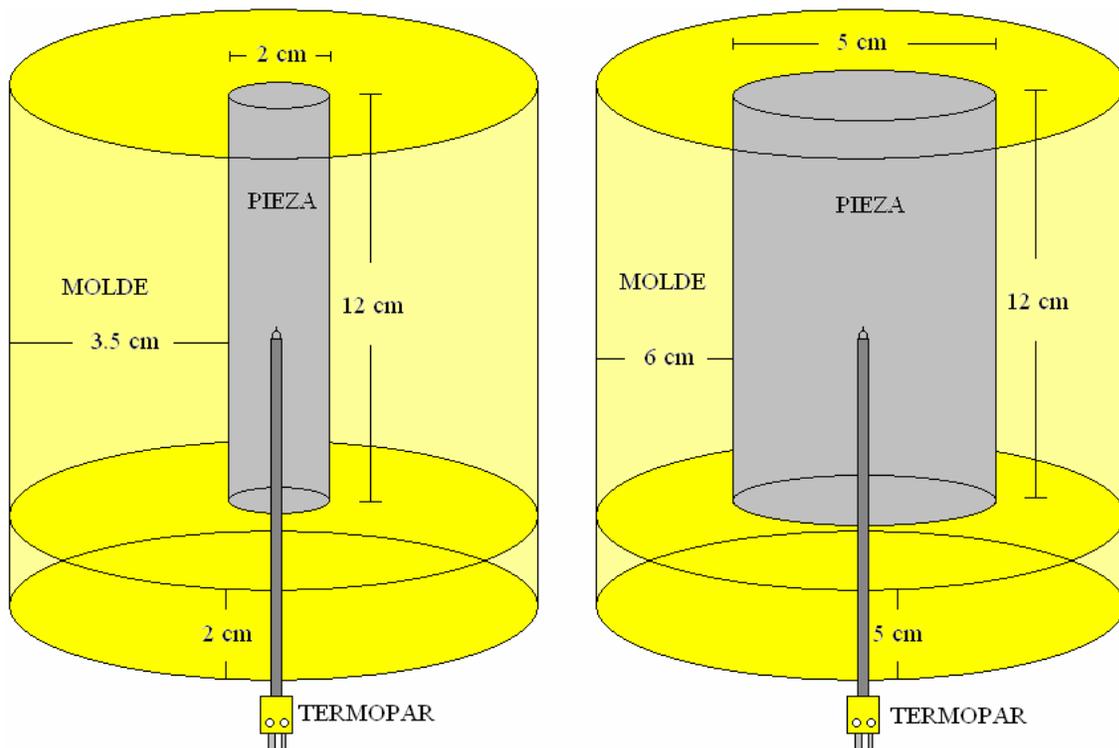


Figura 3.1 Moldes de arena sílica para barras de 2cm y 5cm de diámetro para hierro nodular eutéctico.

FABRICACIÓN DE HIERRO NODULAR EUTÉCTICO

La fabricación del hierro nodular eutéctico se realizó en un horno de inducción de 75 KW, utilizando chatarras de hierro y acero de composición previamente conocidas mediante un espectrómetro de emisión óptica, con estas composiciones se realizaron los balances de carga estableciendo un carbón equivalente de 4.7%, el tratamiento con magnesio (Mg) se realizó con una ferroaleación de Fe-Si-5.3%Mg en la olla por el método del sándwich.

TÉCNICA DE FUSIÓN PARA EL HIERRO NODULAR EUTÉCTICO

La técnica de fusión nos permite fabricar una aleación mediante una metodología en la que se trata de evitar la oxidación de los elementos de los que se compone la aleación en este caso es un hierro nodular eutéctico y optimizar también los tiempos de fabricación, la técnica de fusión se describe a continuación.

- Se introduce al horno de inducción la cantidad de chatarra de hierro según el balance de carga, hasta fundirse.
- Se adiciona la cantidad requerida de recarburante.
- Inmediatamente se adiciona la chatarra de acero para evitar que el recarburante este en contacto con la atmósfera oxidante y tanto el recarburante como el acero se disuelvan, la base de cálculo para fabricar el hierro nodular fue de 40 Kg.
- Se retira la escoria formada durante la fusión de las chatarras de hierro, acero y disolución del recarburante.
- Retirada la escoria se realiza la adición de los otros elementos como Silicio (Si), Manganeseo (Mn), según el balance de carga. Estos elementos no se agregan puros, se agregan en forma de ferroaleaciones (Fe-75%Si, Fe-73%Mn).
- Una vez adicionado los elementos restantes y al paso de un tiempo adecuado de disolución de la ferroaleaciones se toma una muestra preliminar para ser analizada en un espectrómetro de emisión óptica, si la composición se encuentra fuera del rango requerido se ajusta la composición química mediante la adición del elemento faltante y se toma nuevamente otra muestra para análisis químico hasta obtener la composición deseada.

- La temperatura de vaciado del horno de inducción a la olla de tratamiento con Fe-46%Si-5.3%Mg fue de 1480 °C.
- El método para obtener el hierro nodular con Fe-46%Si-5.3%Mg fue el del sándwich.
- Tratado el hierro con la ferroaleación de magnesio se retira la escoria para tomar la muestra de composición química final.
- Con un pirómetro de inmersión con bulbo de termopar tipo “S” se registra la temperatura del hierro nodular.
- El metal es vaciado a los moldes a la temperatura establecida en el diseño de experimentos y bajo las condiciones del nivel alto o bajo de inoculación y diámetro de la barra circular.

OBTENCIÓN DE LAS CURVAS DE ENFRIAMIENTO

Las curvas de enfriamiento se obtuvieron para las condiciones y con las replicas establecidas según el modelo estadístico. Los datos de las curvas de enfriamiento se obtuvieron mediante un adquisidor de datos Temp Scan/1100 HighSpeed Temperatura Measurement System IO Tech. Las condiciones de adquisición del equipo fueron de una frecuencia de 10 Hz (una lectura cada 0.1 segundos).

Los moldes de arena con cada termopar se colocaron en una base aislante y a una distancia suficiente para que no se influyeran térmicamente unas con otras y después de vaciar se colocó en cada molde una tapa aislante para promover que el calor fuera extraído de las probetas en el sentido radial, es decir promover un comportamiento térmico mas cercano al de una barra semi-infinita. El termopar de cada molde se conectó mediante una extensión al sistema de adquisición de datos mencionado anteriormente, en conjunto con una computadora para registrar los datos de temperatura-tiempo generados en el centro de cada molde (termopar) como se muestra en las Figuras 3.2 y 3.3. Posteriormente se llevó a cabo el procesamiento de los datos para graficar las curvas de enfriamiento para todas las condiciones establecidas por el diseño de experimentos y datos generados para el análisis estadístico de resultados

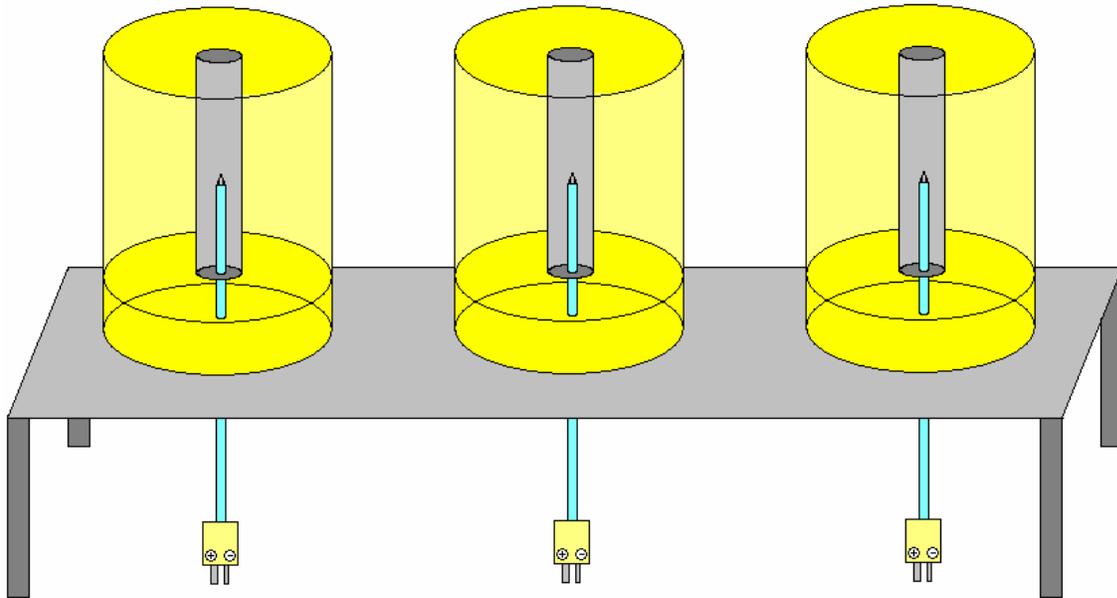


Figura 3.2 Moldes de arena sílica de granulometría 50-55 AFS con termopares tipo K para reproducir las curvas por triplicado.

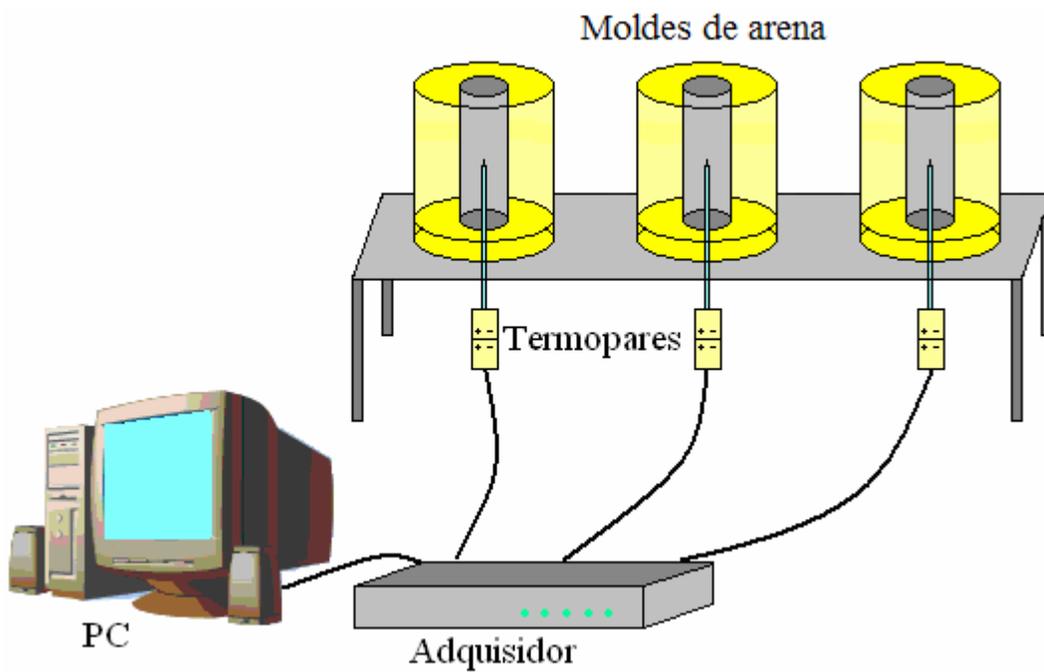


Figura 3.3 Arreglo experimental para la obtención de las curvas de enfriamiento.

OBTENCIÓN DE MUESTRAS PARA EL ANÁLISIS METALOGRAFICO

La zona de interés para realizar la metalografía es en la punta del termopar ya que es en ese punto donde el adquisidor tomo las lecturas de la curva de enfriamiento, esta se encuentra en el centro geométrico de la barra. Se realizaron dos cortes uno a la altura del termopar y otra a 2 cm por arriba como se muestra en la Figura 3.4.

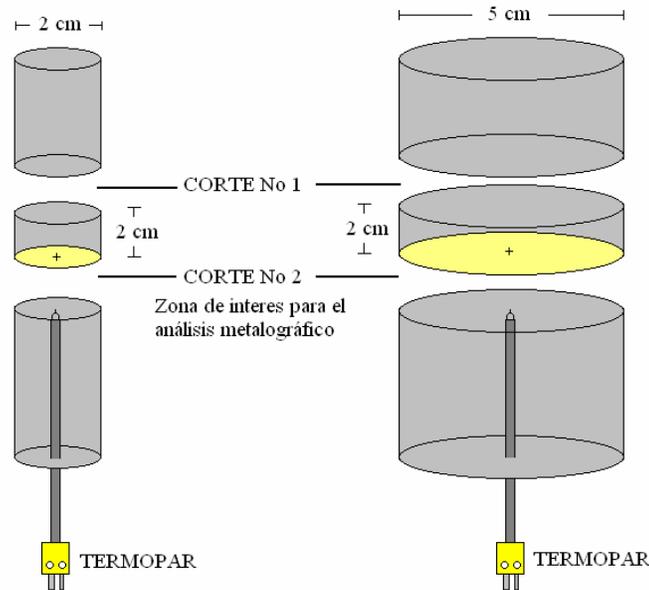


Figura 3.4 Barras de hierro nodular eutéctico de 2 cm y 5cm, mostrando la zona de corte para el análisis metalográfico.

PREPARACIÓN METALOGRAFICA

La preparación metalográfica para cada probeta obtenida de las barras redondas de hierro nodular eutéctico se realizó con la técnica convencional, iniciando con el desbaste grueso, posteriormente siguió el desbaste fino con lijas 240, 320, 400, 600, 1200, 1500 y 2000, el desbaste fino se realizó con agua como medio de arrastre de partículas, el paso siguiente fue el pulido grueso con paño canvas (Buehler) utilizando como abrasivo alúmina de 1 μm . Posteriormente se realizó el pulido fino con un paño microcloth (Buehler) nuevamente utilizando alúmina de 1 μm . Para revelar la matriz se realizó el ataque con Nital 2, se enjuago primero con agua y después se limpio con alcohol para secarse con aire. El análisis metalográfico se realizó a 100X y a 500X en un microscopio metalográfico Olympus PMG3.

CAPITULO IV

ANÁLISIS DE RESULTADOS Y DISCUSIÓN

RESULTADOS EXPERIMENTALES

En este capítulo se describe el análisis estadístico de los resultados del experimento factorial completo con el propósito de establecer una relación entre las condiciones experimentales y la tendencia al blanqueado lo cual incluye una análisis de la relación que existe entre la composición química del hierro nodular fabricado, las curvas de enfriamiento asociadas, y la microestructura encontrada a través del análisis metalográfico de las diferentes probetas. Asimismo se analiza el blanqueado como una función de la posición radial dentro de la barra redonda. Por último, con el modelo realizado se llevan a cabo predicciones con las condiciones bajo las cuales se realizaron los experimentos y con la información obtenida del modelo se pretende establecer una interpretación fenomenológica con respecto al efecto de las diferentes condiciones de solidificación sobre la tendencia al blanqueado.

Experimento	Réplica 1	Réplica 2	Réplica 3	Promedio	Desviación Estándar	Intervalo de Confianza
Temperatura (°C) alta con Inoculación 2 cm.	1148.1	1149.9	1148.5	1148.83	0.945	0.828
Temperatura (°C) alta sin Inoculación 2 cm.	1134.7	1134.4	1134.2	1134.43	0.256	0.246
Temperatura (°C) baja con Inoculación 2 cm.	1133.9	1133.5	1134.4	1133.93	0.451	0.441
Temperatura (°C) baja sin Inoculación 2 cm.	1131.3	1133.1	1131.3	1131.9	1.039	1.039

Tabla 4.1 Temperaturas de máxima recalcencia (TMR) obtenidas experimentalmente de las curvas de enfriamiento para barras de 2 cm. de diámetro.

En el capítulo anterior con el modelo del diseño factorial completo y la matriz generada del diseño experimental, se llevaron a cabo las combinaciones de las diferentes variables para los casos establecidos. La única variable dependiente o de respuesta que se consideró como relevante para el caso de estudio fue la temperatura de máxima recalcencia (TMR).

Las temperaturas de máxima recalescencia obtenidas experimentalmente (variable de respuesta) de las curvas de enfriamiento para las diferentes condiciones se presentan en las Tablas 4.1 y 4.2 para 2 cm y 5 cm respectivamente.

Experimento	Réplica 1	Réplica 2	Réplica 3	Promedio	Desviación Estándar	Intervalo de Confianza
Temperatura (°C) alta con Inoculación 5 cm.	1141.6	1141.2	1140	1140.9	1.058	1.46
Temperatura (°C) alta sin Inoculación 5 cm.	1138.4	1137.7	1137.7	1137.93	0.404	0.396
Temperatura (°C) baja con Inoculación 5 cm.	1147.7	1147	1148.4	1147.7	0.7	0.68
Temperatura (°C) baja sin Inoculación 5 cm.	1140.3	1140	1136.8	1139.03	1.93	2.195

Tabla 4.2 Temperaturas de máxima recalescencia (TMR) obtenidas experimentalmente de las curvas de enfriamiento para barras de 5 cm de diámetro.

Para poder analizar el efecto de las variables principales (variables A, B y C) y las interacciones entre ellas (A-B, C-A y B-C), se utilizó el diseño de experimentos factorial completo. Para conocer los efectos que puede tener una variable sobre la variable de respuesta, es necesario llevar a cabo la comparación de resultados experimentales de la serie de experimentos con los valores altos de una variable con la serie de experimentos con los valores bajos de la variable establecida. Para los experimentos realizados que se muestran en la Tabla 3.1 del capítulo anterior, donde n representa el número total de replicas de cada una de las ocho experimentos del diseño: (1), a, b, ab, c, ac, bc, abc.

Para la interacción de las variables del experimento por ejemplo de AB, se establecen los niveles altos de la variable A que corresponde a la temperatura de colada y la variable B que corresponde a la inoculación y por último la variable C, esta permaneció en el nivel bajo. Los efectos principales se calcularon con las ecuaciones 30, 31 y 32 que se muestran a continuación.

$$\text{Efecto } A = \frac{1}{4n} [a + ab + ac + abc - (1) - b - c - bc] \quad \text{Ec. 30}$$

$$\text{Efecto } B = \frac{1}{4n} [b + ab + bc + abc - a - c - ac - (1)] \quad \text{Ec. 31}$$

$$\text{Efecto } C = \frac{1}{4n} [c + ac + bc + abc - a - b - ab - (1)] \quad \text{Ec. 32}$$

En las ecuaciones 30, 31 y 32 n representa el número de replicas elementales, para el caso en estudio se realizaron tres replicas, y estos valores fueron utilizados para calcular los efectos principales, los cuales son las temperaturas promedio de máxima recalcencia obtenidas durante la experimentación bajo las condiciones establecidas. En la ecuación 30, para calcular el efecto de A, las letras abc involucra el valor promedio de la temperatura de máxima recalcencia que se obtuvo en las tres replicas bajo las condiciones de temperatura de colada alta, inoculación alta y diámetro alto, esta temperatura es la que se puede observar en la Tabla 4.2, con un valor de 1140.9 °C.

Para las interacciones de los efectos principales se calculan de una forma parecida, por ejemplo para la interacción AB es calculada considerando que C se toma el valor del nivel bajo y AB es la diferencia promedio en el efecto A en los dos niveles de B y cuando C se encuentra en el nivel alto, AB es por consiguiente la diferencia promedio en el efecto A en los dos niveles de B, entonces se tiene:

$$AB(C_{\text{alto}}) = \frac{1}{2n} [abc - bc] - \frac{1}{2n} [ac - c] \quad \text{Ec. 33}$$

$$AB(C_{\text{bajo}}) = \frac{1}{2n} [ab - b] - \frac{1}{2n} [a - (1)] \quad \text{Ec. 34}$$

Para calcular los efectos de las interacciones de AB se parte del promedio de los valores de las ecuaciones 33 y 34.

$$AB = \frac{A+B}{2} = \frac{1}{4n} [ab + (1) + abc + c - b - a - bc - ac] \quad \text{Ec. 35}$$

Por lo tanto para AC y BC se calcula de la siguiente forma en las ecuaciones 36 y 37 respectivamente.

$$AC = \frac{A+C}{2} = \frac{1}{4n} [ac + (1) + abc + b + a + c - ab - bc] \quad \text{Ec. 36}$$

$$BC = \frac{A+C}{2} = \frac{1}{4n} [bc + (1) + abc + a - b - c - ab - ac] \quad \text{Ec. 37}$$

Para el análisis de varianza y determinar el error estadístico se utilizó la Ec. 38 se muestra a continuación.

$$(DE)^2 = (DE)_+^2 + (DE)_-^2 = \frac{S_{D+}^2}{GLn/2} + \frac{S_{D-}^2}{GLn/2} = \frac{1}{n} \frac{\sum S_1^2}{GL} \quad \text{Ec. 38}$$

Donde:

- DE = es la desviación estándar de la diferencia media (+ y - se relaciona a los valores altos y bajos para cada configuración)
- S_D = es la varianza asociada con el valor promedio de la configuración alta y baja
- S_1 = es la varianza asociada con cada valor medio M
- n = es el número de replicas
- GL = el grado de libertad asociado con cada valor medio M

Para determinar si las tres variables principales del sistema establecido experimentalmente o sus combinaciones del mismo, presentan un efecto significativo o no sobre la variable de respuesta, es necesario llevar a cabo la comparación entre magnitudes de los efectos principales calculados, como para los efectos combinados con respecto al error absoluto de la media. Si la magnitud en diferencia entre el valor del error absoluto de la media y los efectos principales o combinados es parecida o inferior, entonces quiere decir que el efecto de la variable que se esta comparando no es significativo, según el análisis estadístico.

Los resultados de las Tablas 4.1 y 4.2 son utilizados para el análisis estadístico como se muestra en la Tabla 4.3.

Efecto	Efectos estimados
Promedio	1139.33
Efecto A = Temperatura de Colada	2.13333
Efecto B = Inoculación	7.3
Efecto C = Diámetro	6.18333
Efecto AB	3.36667
Efecto AC	-6.15
Efecto BC	-1.48333
Error absoluto de la media o desviación típica	2.4875

Tabla 4.3 Efectos estimados para Temperatura de Máxima Recalecencia (TMR).

Los resultados de la Tabla 4.3 respecto de los efectos estimados junto con su comparación con el error absoluto de la media, dejan ver que hay dos efectos principales que presentan un efecto estadísticamente significativo, estos son la inoculación y el diámetro, así como las interacciones entre la temperatura de colada y la inoculación y con el diámetro (AB y AC). El efecto de la temperatura de colada es cercano al de la desviación típica representada por este error. Con el propósito de estar seguros de lo anterior así como de la existencia de efectos combinados significativos se efectuó el análisis de varianza de los resultados experimentales.

Para poder comparar los valores de los efectos calculados es necesario conocer el error absoluto de la media, que se obtiene de la construcción de la Tabla ANOVA o Análisis de la Varianza.

El análisis de la varianza analiza la posible influencia de uno o varios factores sobre la variable de respuesta, en nuestro caso la TMR. Para poder comparar los valores de los efectos calculados es necesario conocer el error absoluto de la media, que se obtiene de la construcción de la Tabla ANOVA o Análisis de la Varianza. El análisis de la varianza (ANOVA) de un conjunto de muestras consiste en contrastar la hipótesis nula contra la hipótesis alternativa con un nivel de significación prefijado.

Una prueba de hipótesis es un procedimiento que especifica:

- Para qué valores la decisión será no rechazar la hipótesis nula.
- Para qué valores la hipótesis nula será rechazada a favor de la alternativa.

El P-valor es la probabilidad de que, bajo H_0 el estadístico de contraste tome un valor al menos tan alejado como el realmente obtenido. Cuanto más pequeño sea el P-valor mayor es la evidencia en contra de H_0

Para el análisis se empleó la Prueba de Hipótesis siguiente:

H_0 : El efecto de la variable es insignificante sobre la TMR

H_1 : El efecto de la variable es significativo sobre la TMR

El criterio para aceptar o rechazar dicha hipótesis es:

Si $P > 0.05$ Se acepta H_0

Si $P < 0.05$ entonces hay evidencia para rechazar H_0

Efecto Estimado	Suma de los cuadrados	Grados de Libertad	Cuadrado Medio	F-Razón	P-Valor
Temperatura de Colada	27.3067	1	27.3067	1.86	0.1927
Inoculación	319.74	1	319.74	21.79	0.0003
Diámetro	229.402	1	229.402	15.63	0.0013
AB	68.0067	1	68.0067	4.63	0.0480
AC	226.935	1	226.935	15.46	0.0013
BC	13.2017	1	13.2017	0.90	0.3579
Bloques	10.21	2	5.105	0.35	0.7118
Error Total	220.138	15	14.6759		
Total	1114.94	23			

Tabla 4.4 Tabla ANOVA o Análisis de la Varianza.

M-cuadrado	82.25 %
M-cuadrado (ajustado para G.L.)	73.287%
Error Estándar de la Desviación Estándar	3.83091
Error absoluto de la media	2.4875

Tabla 4.5 Continuación de la tabla ANOVA

Los resultados de la Tabla ANOVA muestran que hay 4 efectos que tienen P-valores, mayores al valor crítico, lo que indica que hay evidencia para rechazar la hipótesis nula H_0 y aceptar la hipótesis alternativa H_1 , es decir, que éstos efectos son significativos sobre la TMR. Los efectos son: nivel de inoculación, el diámetro y las interacciones AB (temperatura de colada con nivel de inoculación), AC (temperatura de colada con diámetro). El valor de M^2 , (82.25%), cuadrado de la media indica que el grado de correlación entre las variables es significativo (ver Tabla 4.5).

Es habitual representar estos efectos en valor absoluto en un diagrama de Pareto, donde los efectos se ordenan de mayor a menor magnitud (en valor absoluto). La Figura 4.1 muestra el diagrama de Pareto para los efectos de la Tabla 4.4

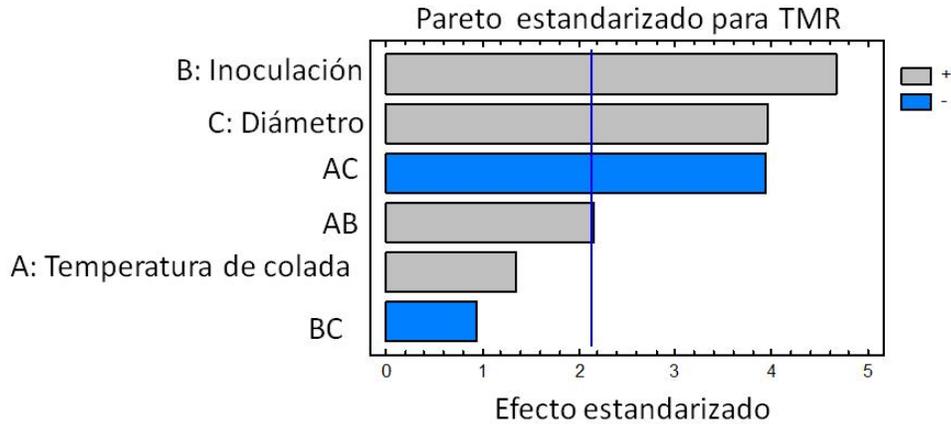


Figura 4.1 Pareto que muestra los efectos significativos sobre la TMR.

Analizando el efecto de las variables sobre la TMR se observa que un incremento en la inoculación o en diámetro provoca un aumento en la TMR. Por otra parte, una de las interacciones, AC, presenta signo negativo, lo que indica que al aumentar esta variable se obtiene una disminución en la temperatura de máxima recalcencia.

Con el fin de analizar el efecto que tiene el nivel de inoculación sobre la temperatura de máxima recalcencia, se presentan los valores máximos y mínimos y los intervalos de confianza al 95% para cada condición experimental en la Figura 4.2

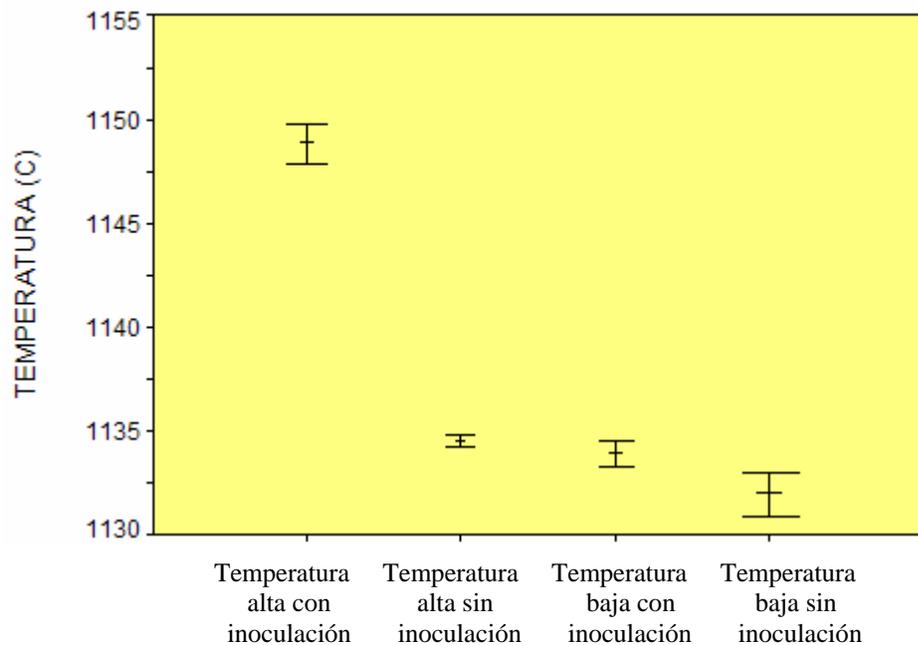


Figura 4.2 Niveles máximos y mínimos de TMR para las diferentes condiciones experimentales y los niveles de confianza de 95% para cada una de ellas. Probetas con diámetro de 2 cm.

Se observa que el efecto de la inoculación está claramente distinguido en ambos casos, temperatura de colada alta y baja, lo que implica que la presencia de inoculación provoca un incremento estadísticamente significativo en la temperatura de máxima recalescencia ver Figura 4.3(a) y (b), donde se muestran las curvas de enfriamiento experimentales asociadas a la presencia y la ausencia de inoculación, manteniendo el resto de las variables iguales. En estas figuras se puede constatar que la presencia de inoculación provoca un incremento en la temperatura de recalescencia máxima, como se desprende de comparar los máximos de las mesetas eutécticas asociados con experimentos realizados a alta, Figura 4.3(a), y baja temperatura de colada, Figura.4.3(b).

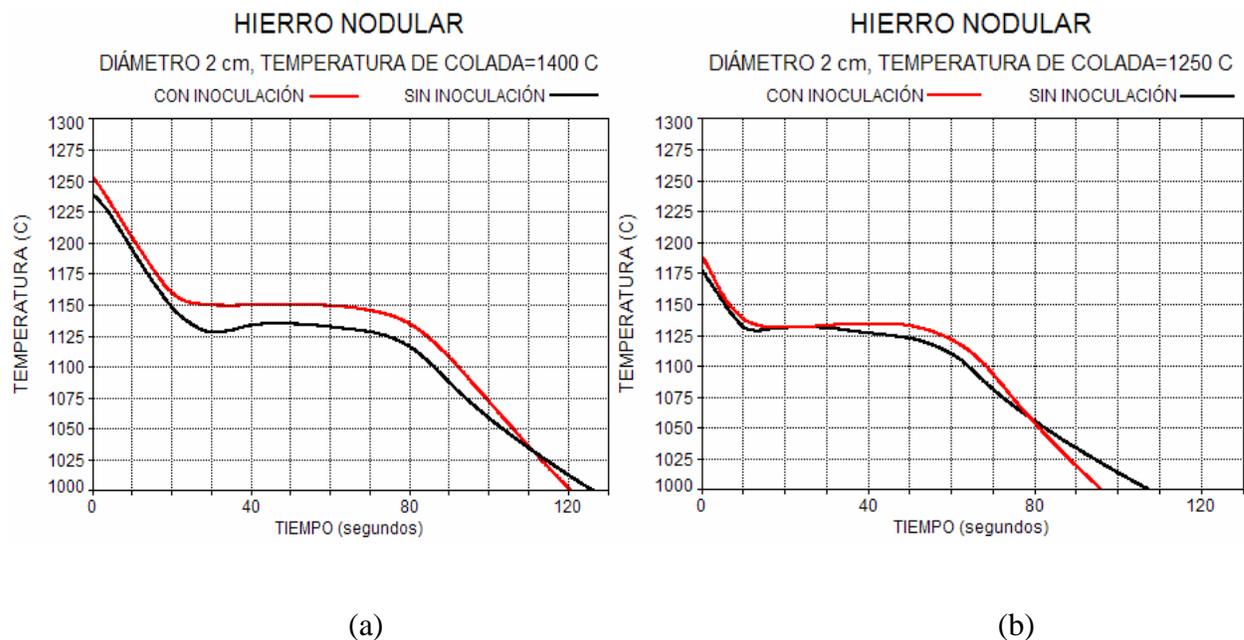


Figura 4.3 (a) y (b) Curvas de enfriamiento típicamente asociadas a la solidificación de hierro nodular eutéctico en el caso de muestras de 2cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada alta y baja.

Se debe mencionar que debido a los requerimientos impuestos por la necesidad de aplicar el tratamiento de nodulización, esto implicó que se complicara el control de la temperatura de colada, lo cual aunado con la velocidad de respuesta de los termopares al choque térmico inicial, es la causa de las diferencias observadas en las primeras temperaturas registradas de las curvas de enfriamiento mostradas en la Figura 4.3(a) y (b). Debido a la falta de un control efectivo en los valores experimentales de esta variable, que mostró variaciones experimentales de +/- 30 °C el análisis de varianza muestra que por si sola la temperatura

de colada no tiene un efecto significativo sobre la temperatura de máxima recalcencia lo que en este trabajo es asociado con la incapacidad en la practica experimental, de reproducir la temperatura de colada en los experimentos como seria deseable.

A pesar de lo anterior se observa en la Figura. 4.3(a) que la inoculación provoca claramente un incremento en la temperatura de máxima recalcencia.

Con el fin de explorar si esta diferencia en temperaturas de recalcencia máxima (provocado por la presencia o ausencia de inoculación) tuvo una consecuencia microestructural en las probetas experimentales asociadas, se procedió a obtener la microestructura presente en cada caso.

Para la probeta de 2 cm de diámetro vaciada a temperatura alta y con inoculación se puede observar en la Figura 4.4 las metalografías en diferentes posiciones radiales de la probeta se tiene una matriz con 75% perlita y 25% ferrita. No se observa la presencia de pseudoledeburita.

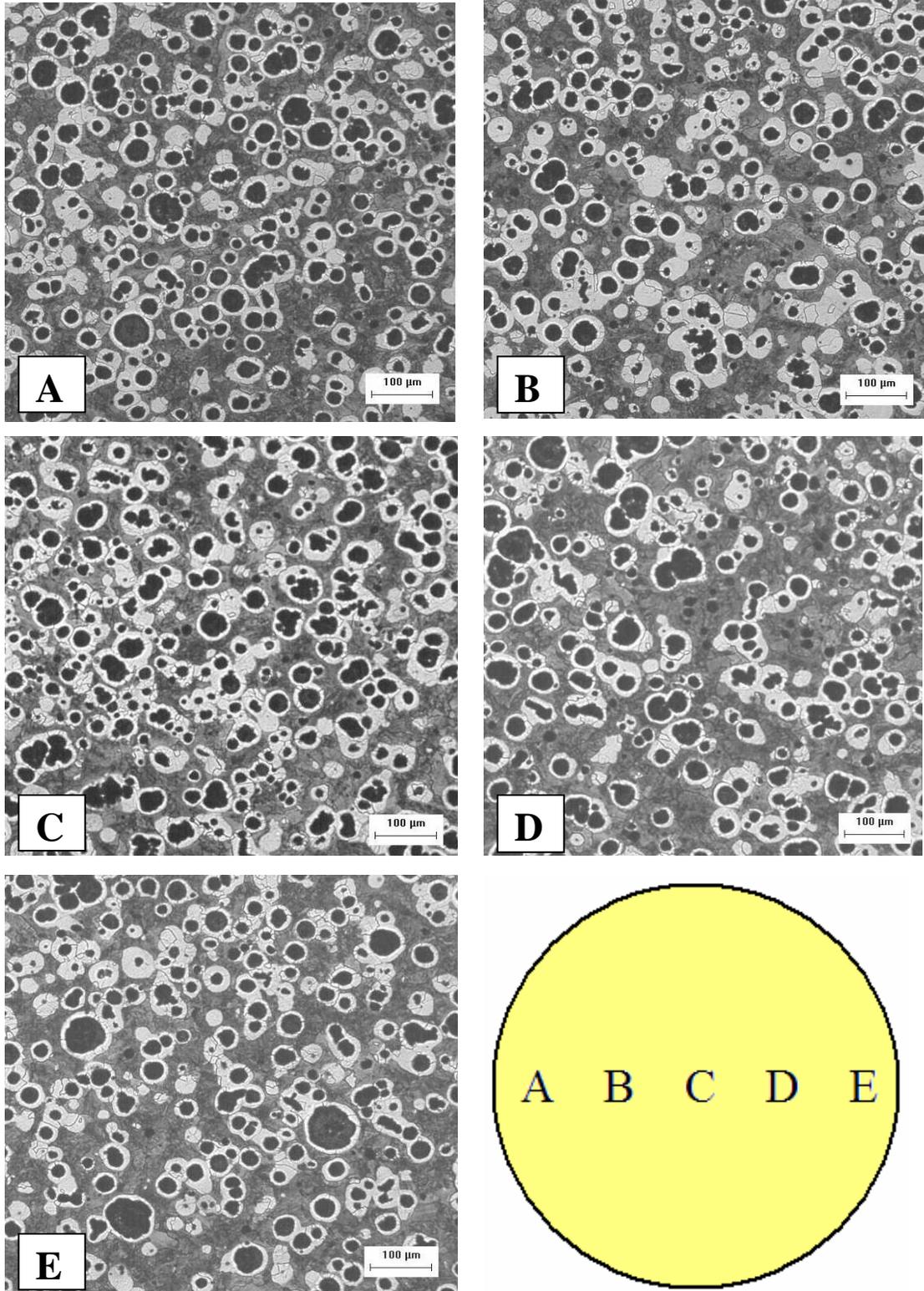


Figura 4. 4 Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 2 cm, a temperatura de colada alta (1400°C) y con inoculación. No se observa la presencia de pseudodeburita, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D y E.

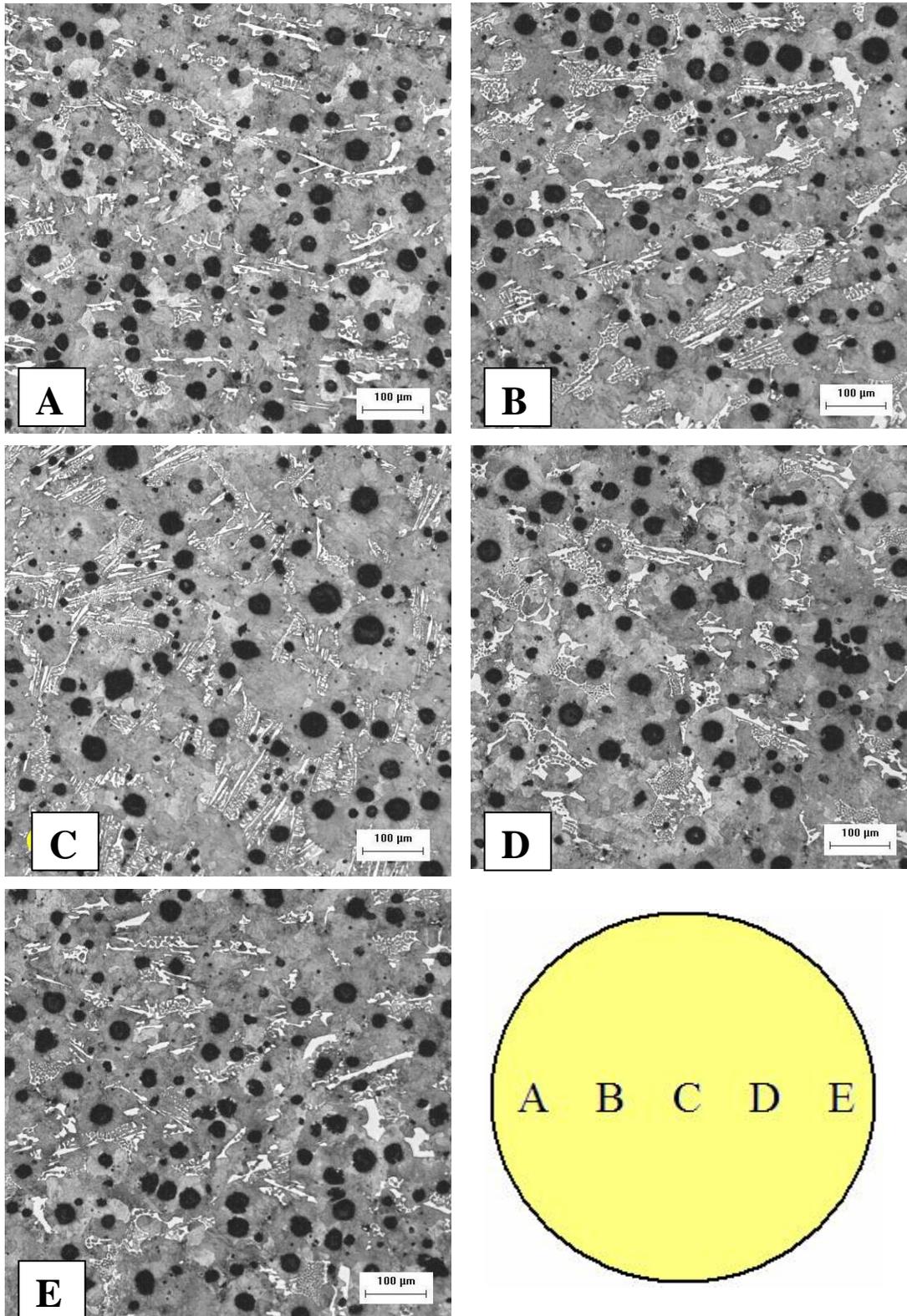


Figura 4.5 Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 2 cm, a temperatura de colada alta (1400°C) y sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en toda la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D y E.

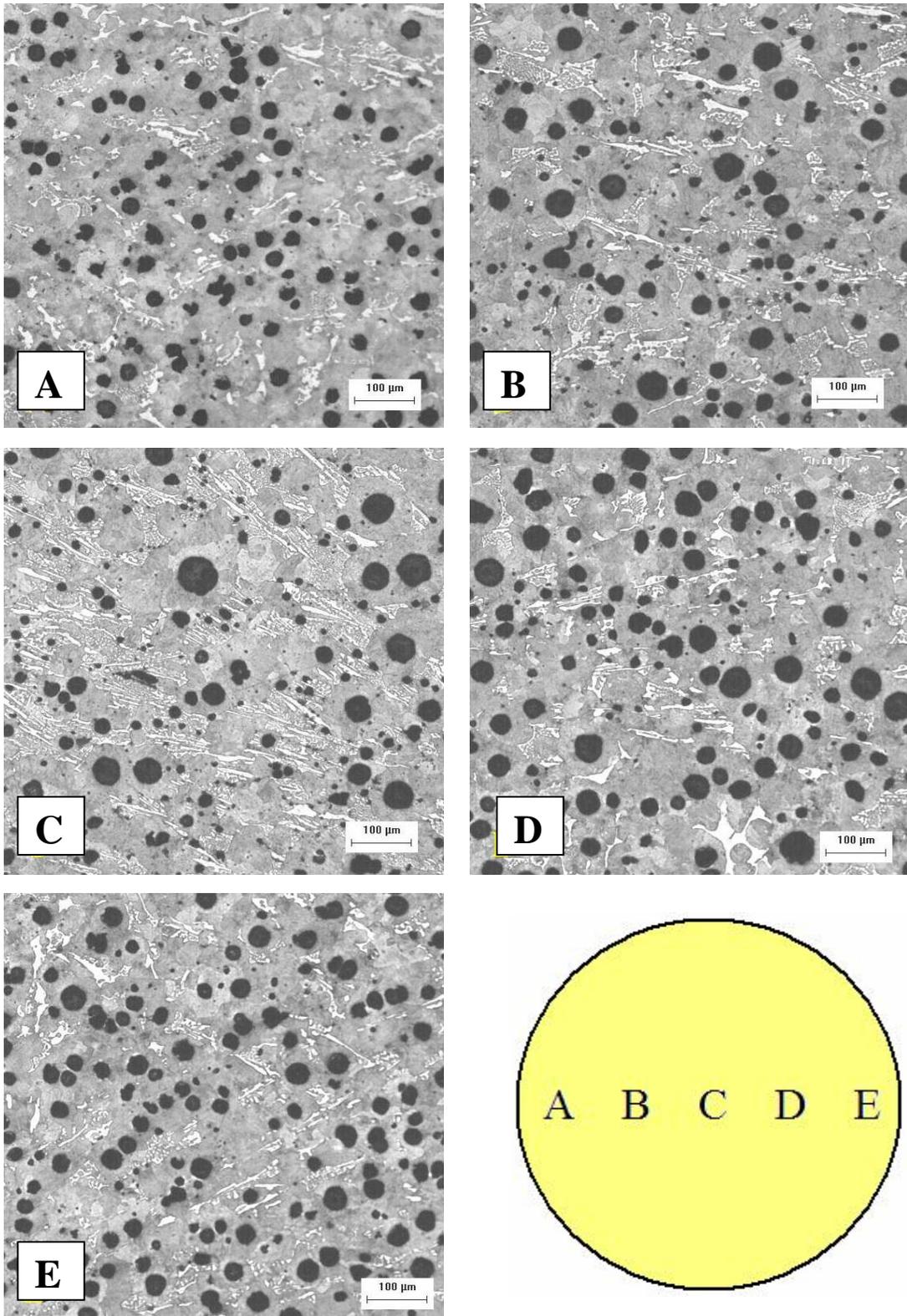


Figura 4.6 Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 2 cm, a temperatura de colada baja (1250°C) y con inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en toda la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D y E.

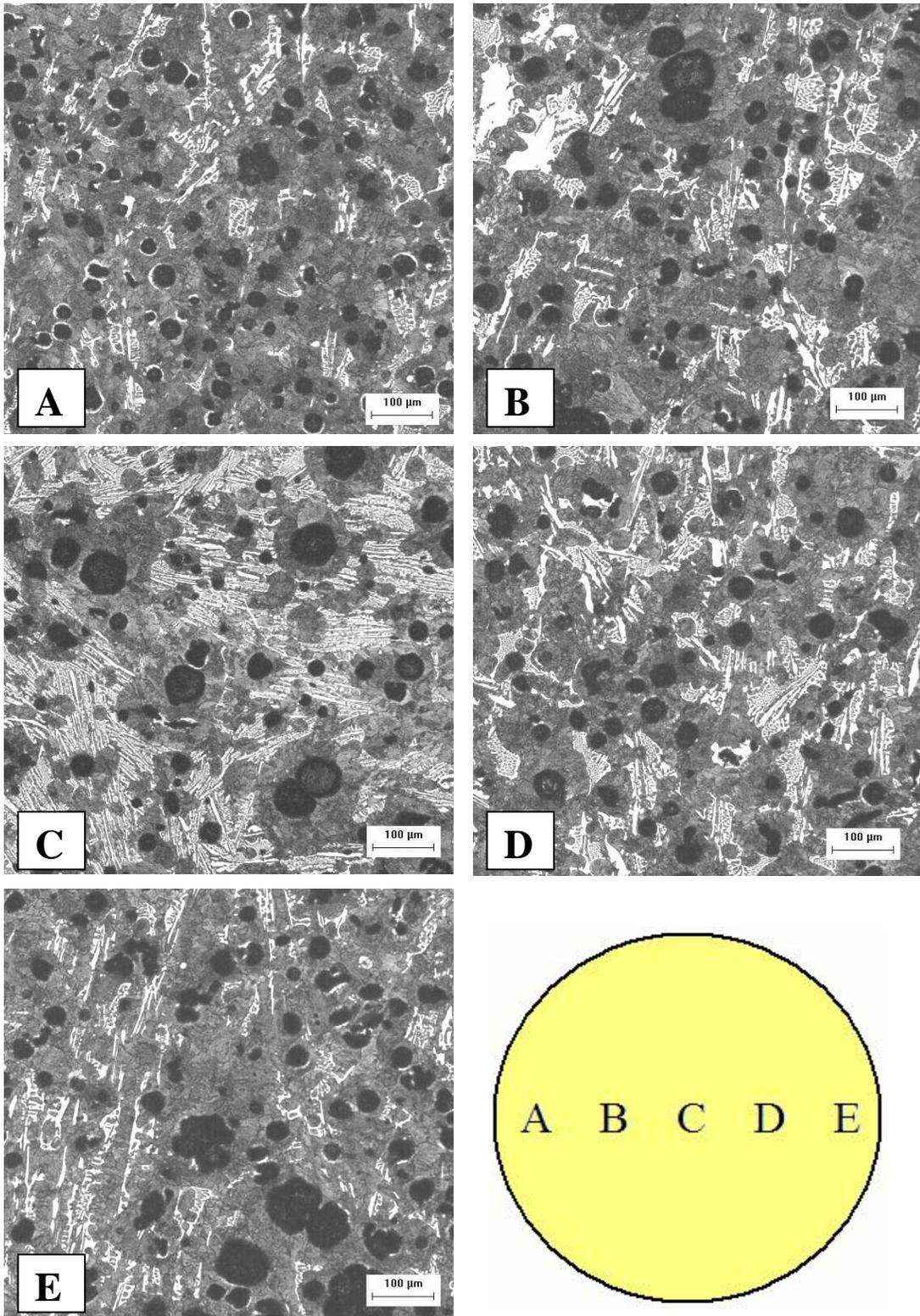


Figura 4.7 Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 2 cm, a temperatura de colada baja (1250°C) y sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en toda la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D y E.

Para la probeta de 2 cm de diámetro vaciada a temperatura alta y sin inoculación se pueden observar en la Figura 4.5 las metalografías en diferentes posiciones radiales de la probeta observando la presencia de un 25% de pseudoledeburita en toda la muestra con una matriz de perlita.

Para la probeta de 2 cm de diámetro vaciada a temperatura baja y con inoculación se puede observar en la Figura 4.6 las metalografías en diferentes posiciones radiales de la probeta observando la presencia de un 10% de pseudoledeburita en las orillas y hasta un 25% de pseudoledeburita en el centro con una matriz de perlita.

Para la probeta de 2 cm de diámetro vaciada a temperatura baja y sin inoculación se puede observar en la Figura 4.7 las metalografías en diferentes posiciones radiales de la probeta observando la presencia de un 10% de pseudoledeburita en las orillas que son las zonas A y E, en la zona intermedia B y D se tiene hasta un 25% de pseudoledeburita, y en el centro (C) se obtiene 40% de pseudoledeburita con perlita.

Comparando la metalografía de la barra de 2 cm de diámetro colada a alta temperatura con inoculación (Figura 4.4) con la metalografía de la barra de 2 cm de diámetro colada a alta temperatura sin inoculación (Figura 4.5), se puede observar como en esta última presenta pseudoledeburita debido a que no se realizó la inoculación, teniendo una baja cantidad de centros de nucleación, esto provoca una menor cantidad de nódulos, mientras que la muestra inoculada no presenta pseudoledeburita y la cantidad de nódulos aumenta. Esto se debe a que existe una mayor cantidad de centros de nucleación debido a la inoculación realizada.

Comparando la metalografía de la barra de 2 cm de diámetro colada a baja temperatura con inoculación (Figura 4.6) con la metalografía de la barra de 2 cm de diámetro colada a baja temperatura sin inoculación (Figura 4.7), se puede observar como en las dos barras se presenta la pseudoledeburita, pero la que presenta menor cantidad es aquella en la que se llevó a cabo la inoculación presentando una mayor cantidad de nódulos, que la que no se inoculó. Esto puede ser debido a que los centros de nucleación obtenidos no fueron los

suficientes durante la inoculación para suprimir el blanqueado o no se incorporó adecuadamente el inoculante, provocando la aparición de la pseudoledeburita, mientras que la barra sin inocular presenta un aumento de pseudoledeburita de la orilla hacia el centro y con una menor cantidad de nódulos.

Los resultados metalográficos mostrados en las Figuras 4.4 a la 4.7 muestran claramente que la inoculación provoca la disminución en la cantidad de pseudoledeburita presente en todas las posiciones radiales dentro de la pieza, confirmando con esto los efectos medidos a través de la respuesta de la temperatura de máxima recalcificación con y sin inoculación.

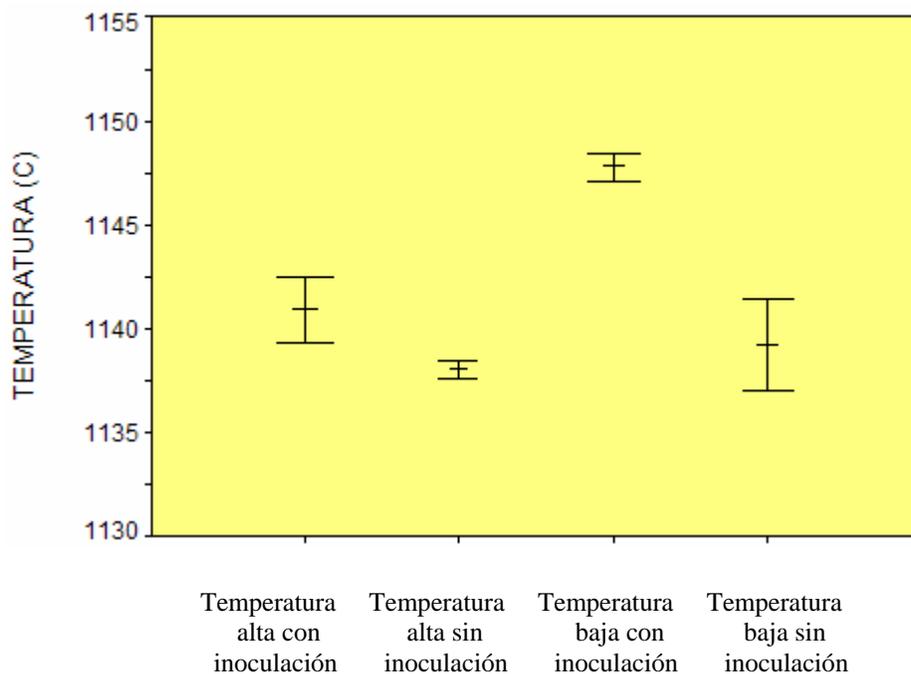


Figura 4.8 Niveles máximos y mínimos de TMR para las diferentes condiciones experimentales y los niveles de confianza de 95% para cada una de ellas. Probetas con diámetro de 5 cm.

En el caso de las probetas de 5 cm, en la Figura 4.8 se puede observar que el efecto de la inoculación está claramente distinguido en ambos casos, temperatura de colada alta y baja, lo que implica que la presencia de inoculación provoca un incremento estadísticamente significativo en la temperatura de máxima recalescencia, del mismo modo que en el caso de 2 cm de diámetro.

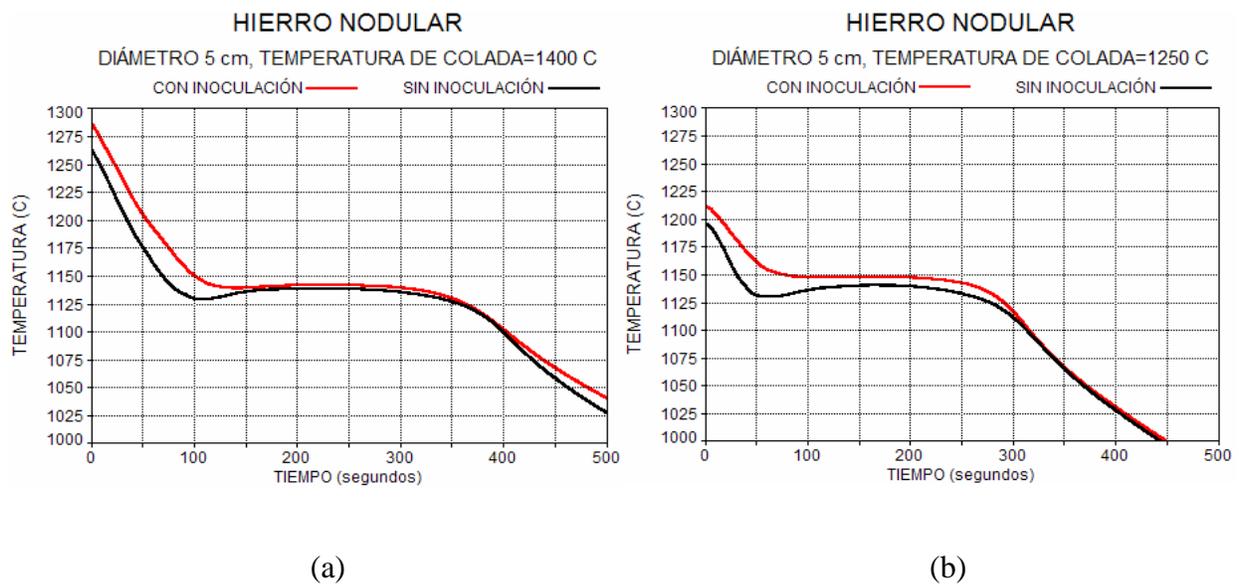


Figura 4.9 (a) y (b) Curvas de enfriamiento típicamente asociadas a la solidificación de hierro nodular eutéctico en el caso de muestras de 5 cm de diámetro con temperatura de colada alta y baja, con y sin inoculación.

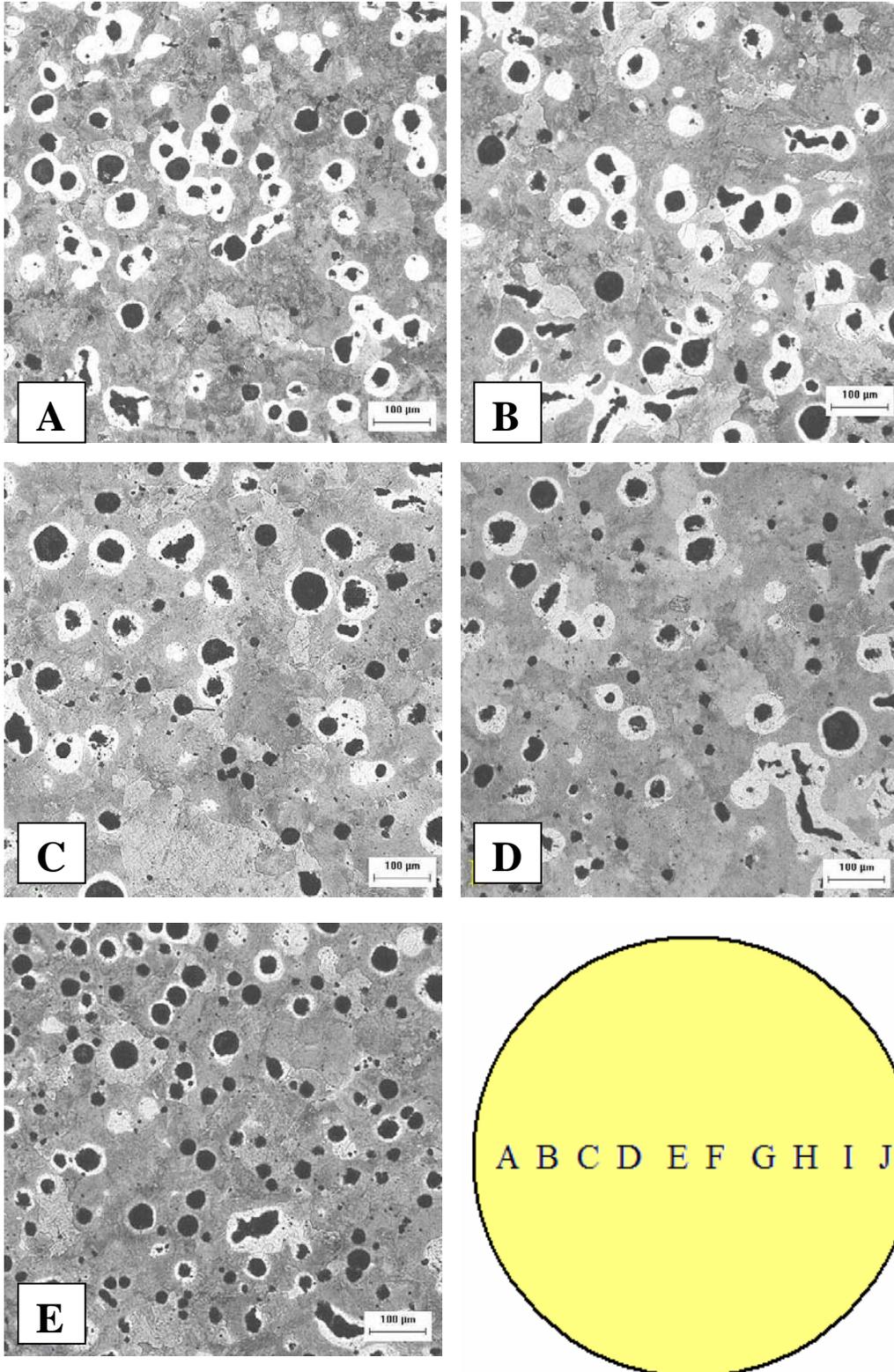


Figura 4.10 (a) Metalografía de hierro noquear eutectico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada alta (1400°C), con inoculación. No se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

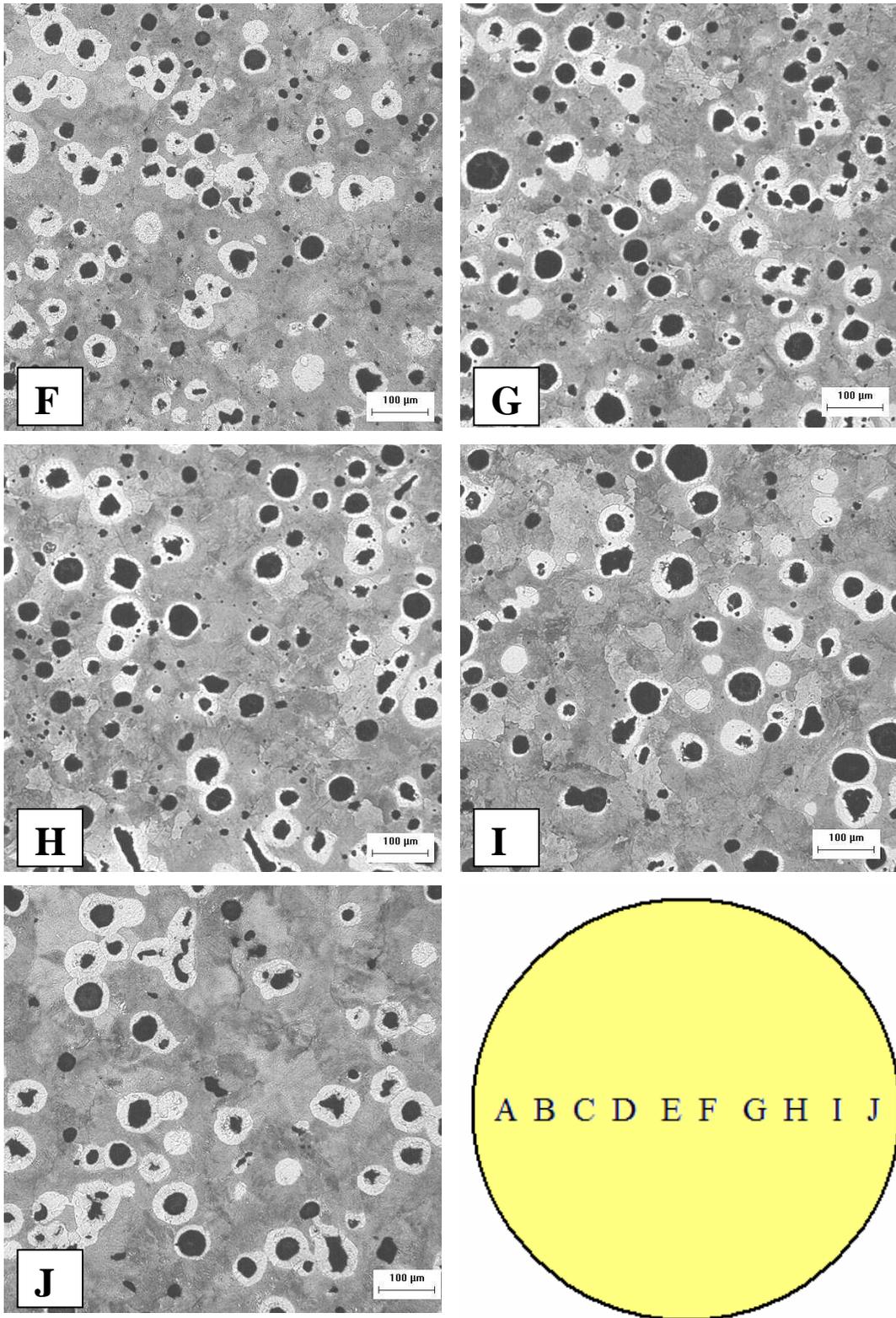


Figura 4.10 (b) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada alta (1400°C), con inoculación. No se observa la presencia de pseudodeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

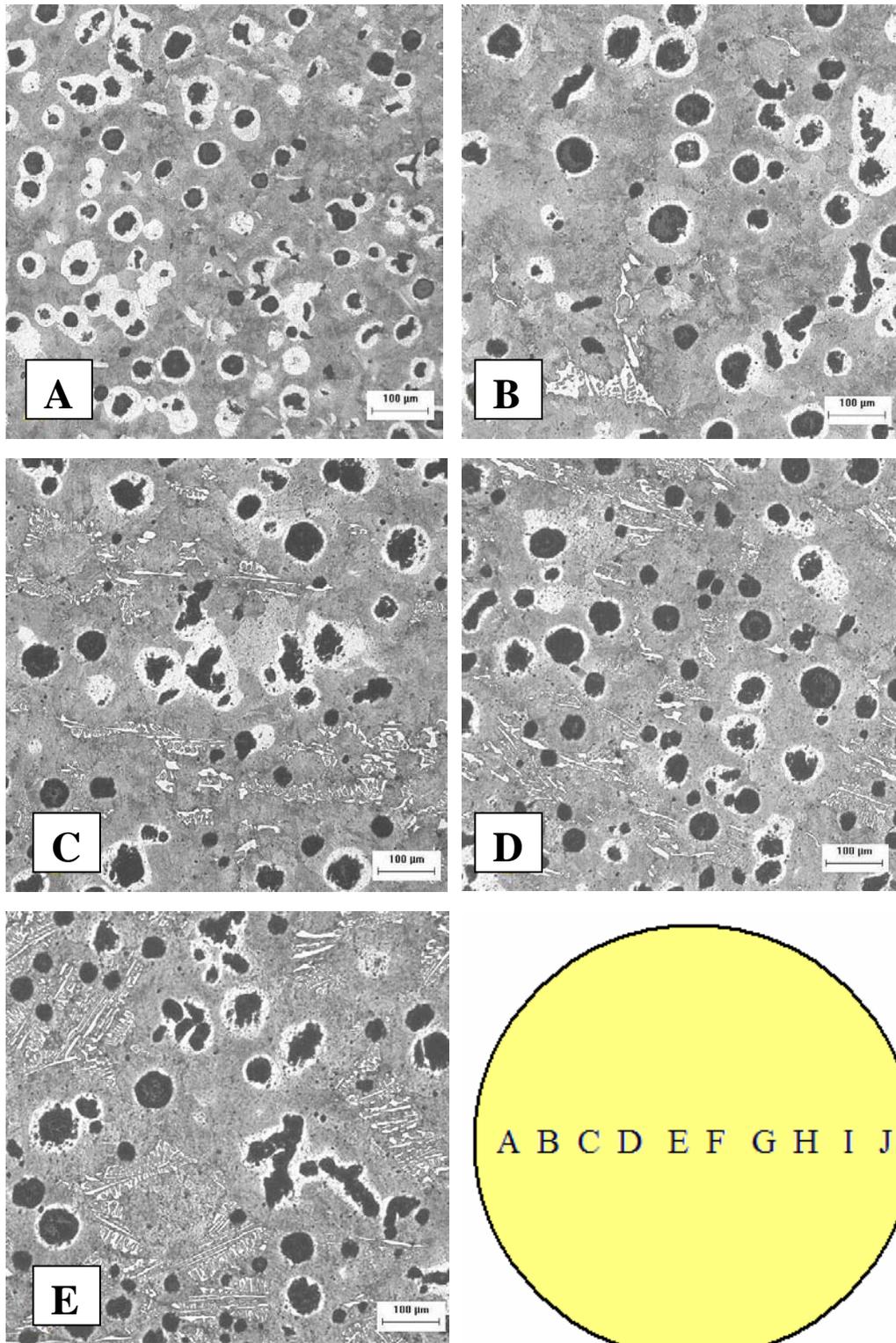


Figura 4.11 (a) Metalografía de hierro noquear eutectico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada alta (1400°C), sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

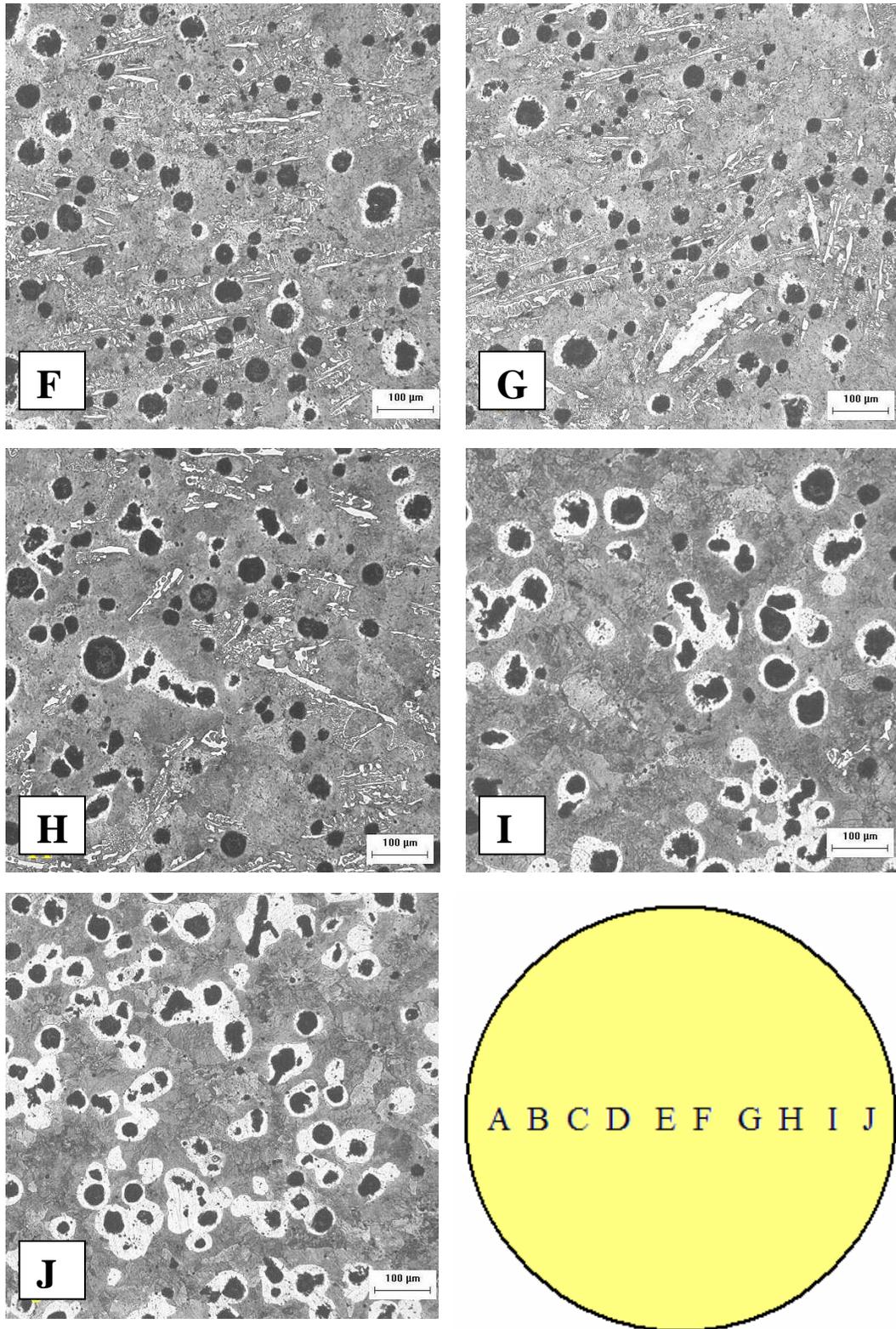


Figura 4.11 (b) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada alta (1400°C), sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

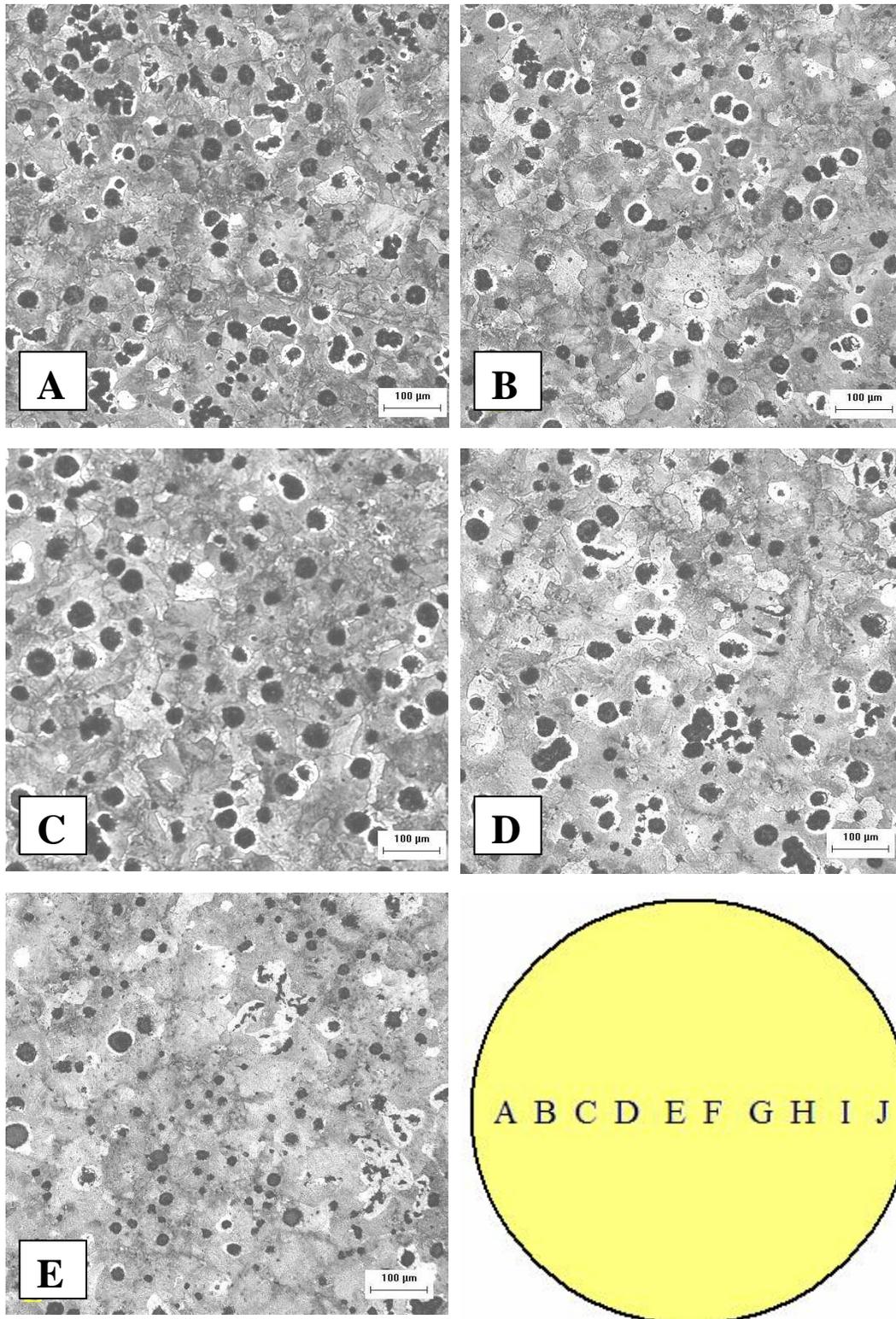


Figura 4.12 (a) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada baja (1250°C), con inoculación. No se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

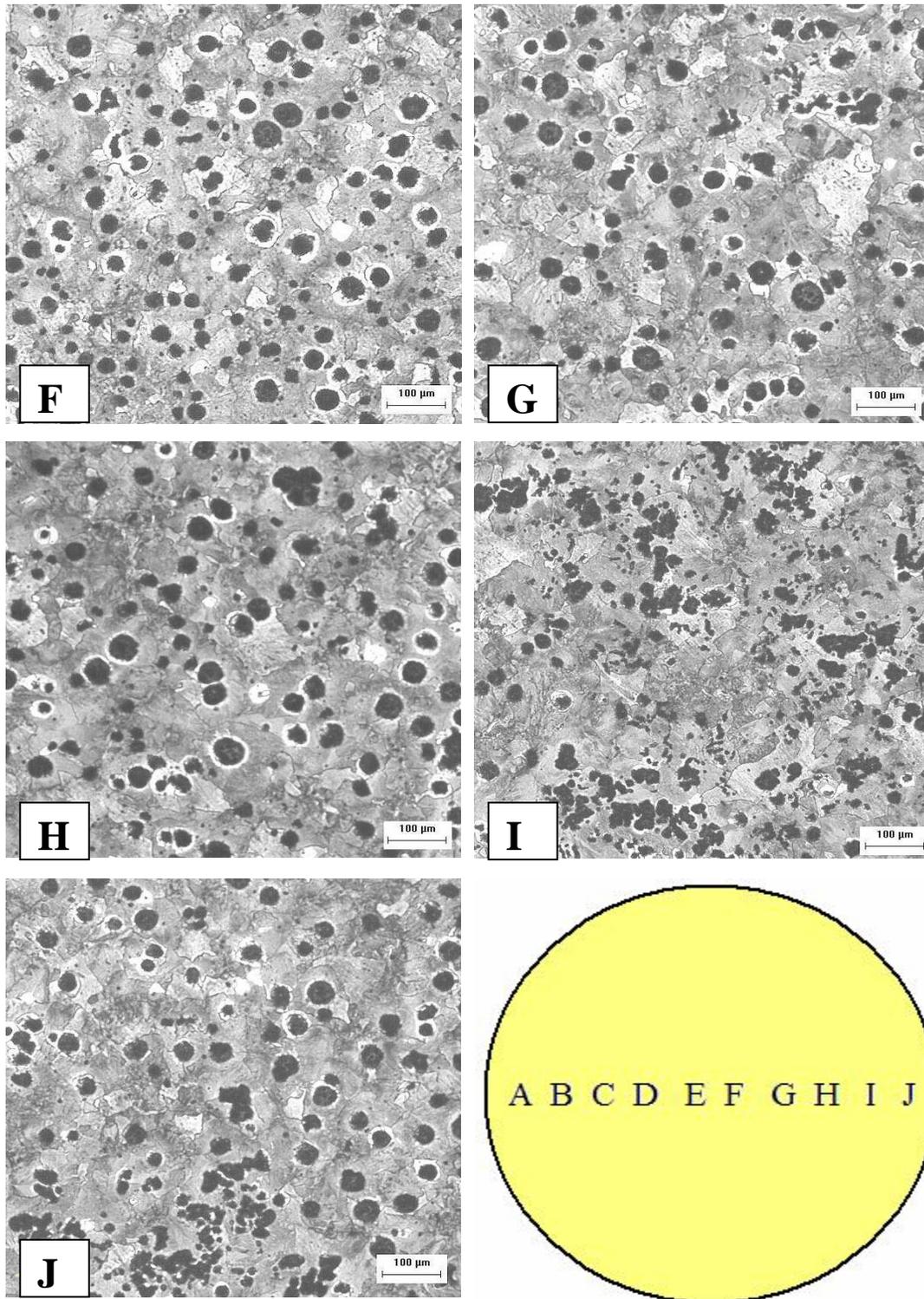


Figura 4.12 (b) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada baja (1250°C), con inoculación. No se observa la presencia de pseudodeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

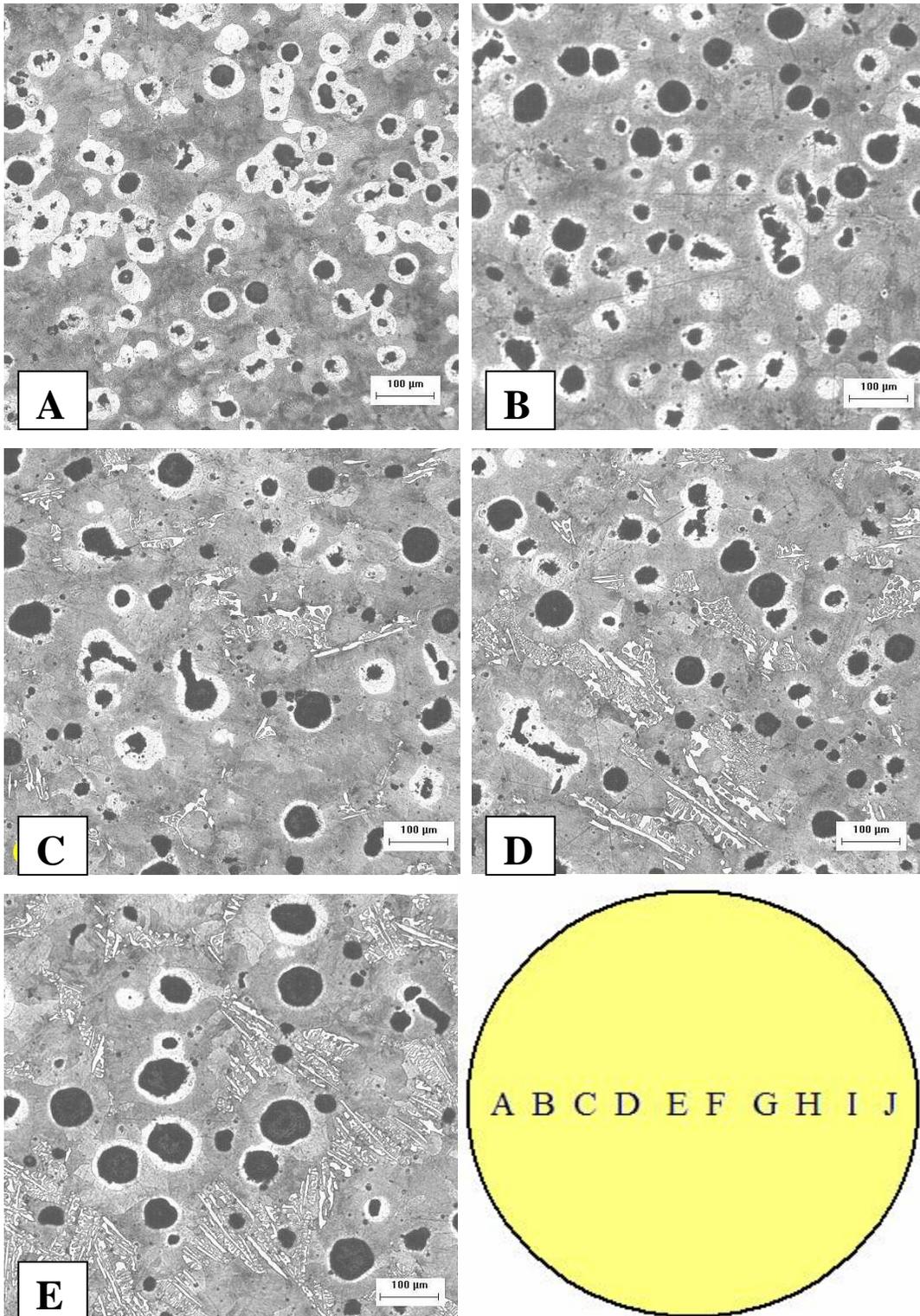


Figura 4.13 (a) Metalografía de hierro nodular eutéctico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada baja (1250°C), sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

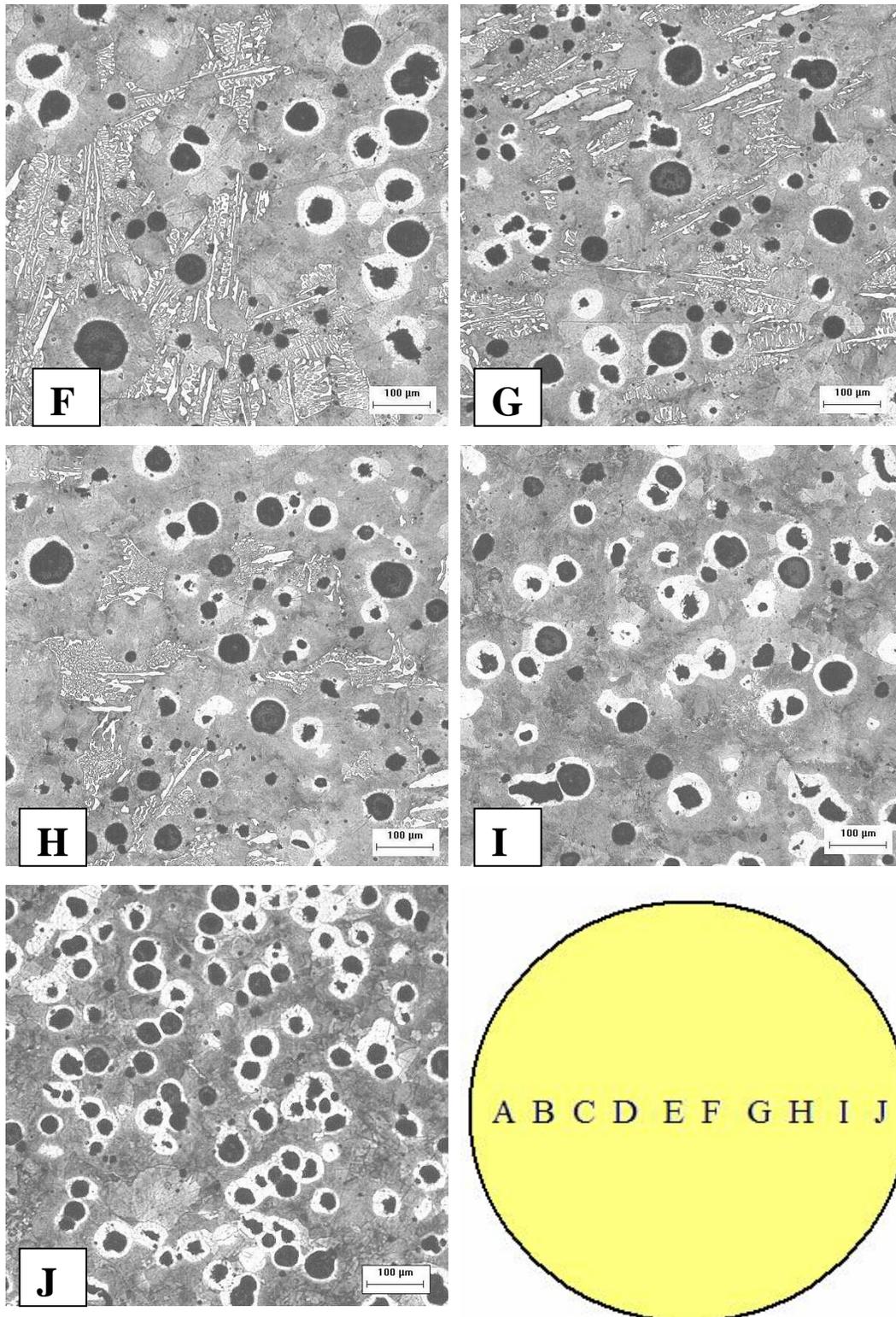


Figura 4.13 (b) Metalografía de hierro nodular eutectico para la barra de 5 cm, a temperatura de colada baja (1250°C), sin inoculación. Se observa la presencia de pseudoledeburita en la matriz, el círculo amarillo ubicado en el extremo inferior derecho representa las posiciones radiales señaladas con las letras A, B, C, D, E, F, G, H, I y J.

Las curvas de enfriamiento que se obtuvieron para el caso de las barras de 5 cm, a temperatura de colada alta con y sin inoculación, y temperatura de colada baja con y sin inoculación se muestran en la Figura 4.9 (a) y 4.9(b) respectivamente, donde el efecto del nivel de inoculación se ve reflejado en un incremento en la TMR.

Comparando los resultados mostrados en la Figura 4.9 con los presentes en la Figura 4.3, se puede constatar que existió una mayor reproducibilidad de las temperaturas de colada en el caso de las probetas de mayor diámetro, lo cual era de esperarse en vista de que la mayor masa involucrada reduce la variabilidad experimental de este parámetro.

Se puede observar en las metalografías para las probetas de 5cm de diámetro vaciada a temperatura alta, con inoculación en las Figuras 4.10 (a) y (b) una matriz con 75% perlita y 25% ferrita y la ausencia de pseudo ledeburita.

Para la probeta de 5 cm de diámetro vaciada a temperatura alta y sin inoculación se puede observar en las Figuras 4.11 (a) y (b) las metalografías en diferentes posiciones radiales de la probeta observando en la orilla una mínima presencia de pseudoledeburita, hacia el centro de la muestra aumenta la pseudoledeburita hasta un 15%.

Para la probeta de 5 cm de diámetro vaciada a temperatura baja y con inoculación se puede observar en las Figuras 4.12 (a) y (b) que la probeta presenta una microestructura caracterizada por una matriz 100% perlítica y la ausencia de pseudoledeburita.

Para la probeta de 5 cm de diámetro vaciada a temperatura baja y sin inoculación se puede observar en las Figuras 4.13 (a) y (b) en la orilla de la probeta una mínima presencia de pseudoledeburita y también se nota que hacia el centro de la muestra aumenta la pseudoledeburita hasta un 25%.

Comparando la metalografía de la barra de 5 cm de diámetro colada a alta temperatura con inoculación (Figura 4.10 (a) y (b)) con la metalografía de la barra de 5 cm de diámetro colada a alta temperatura sin inoculación (Figura 4.11 (a) y (b)), se puede observar como en esta última presenta pseudoledeburita entre las zonas B y I debido a que no se realizó la inoculación, teniendo una baja cantidad de centros de nucleación. Esto provoca una menor cantidad de nódulos, mientras que la muestra inoculada no presenta pseudoledeburita y la cantidad de nódulos aumenta en ciertas zonas. Esto se debe a que existe una mayor cantidad de centros de nucleación debido a la inoculación realizada.

Comparando la metalografía de la barra de 5 cm de diámetro colada a baja temperatura con inoculación (Figura 4.12 (a) y (b)) con la metalografía de la barra de 5 cm de diámetro colada a baja temperatura sin inoculación (Figura 4.13 (a) y (b)), se puede observar como en esta última presenta pseudoledeburita entre las zonas C y H debido a que no se realizó la inoculación, teniendo una baja cantidad de centros de nucleación. Esto provoca una menor cantidad de nódulos y el tamaño es mayor que en las zonas A y J, mientras que la muestra inoculada no presenta pseudoledeburita y la cantidad de nódulos aumenta. Esto se debe a que existe una mayor cantidad de centros de nucleación debido a la inoculación realizada.

En resumen el análisis de los resultados experimentales en lo que se refiere a historias térmicas y a análisis microestructural muestra los siguientes aspectos principales:

- Se observa que un incremento en la inoculación (variable B) y en el diámetro (variable C) provoca un aumento en la TMR al mostrar un signo positivo en el Pareto estandarizado de la Figura 4.1 en donde el signo positivo, indica que a bajos niveles de esta variable se obtendrán niveles bajos en la variable de respuesta, o sea TMR. Por otra parte, existen las interacciones A-C que presentan signo negativo. Sin embargo los problemas experimentales que se presentaron para controlar la temperatura de colada invalidan cualquier conclusión que pudiera hacerse respecto al efecto particular o combinado de esta variable sobre la tendencia al blanqueado.
- Para las probetas de diámetro de 2 cm se observa que el efecto de la inoculación está claramente distinguido en ambas condiciones experimentales, lo que implica que la presencia de inoculación provoca un incremento estadísticamente significativo en la temperatura de máxima recalescencia.
- Para las probetas de diámetro de 5 cm se observa que el efecto de la inoculación está claramente distinguido en ambas condiciones experimentales, lo que implica que la presencia de inoculación provoca un incremento estadísticamente significativo en la temperatura de máxima recalescencia.

- El análisis metalográfico de todas las probetas experimentales indica una mayor cantidad de pseudoledeburita en las probetas que no fueron inoculadas, comparadas con su contraparte así como que las mayores cantidades de microconstituyente metaestable se presentan en la región cercana al eje de simetría de las probetas.

RESULTADOS DEL MODELO

Para determinar una similitud cualitativa entre los resultados experimentales para las variables de los efectos principales determinados por el modelo estadístico tales como la inoculación y el diámetro de la barra sobre la temperatura de máxima recalescencia y el macro-micromodelo, se calcularon las curvas de enfriamiento mediante el modelo, introduciendo los datos de condiciones iniciales tales como los realizados para el diseño experimental

En la tabla 4.6 se muestra el intervalo de la composición química para el hierro nodular eutéctico

Valor	%C	%Si	%Mn	%P	%S	%Mg
Máximo	4.01	2.218	0.97	0.0185	0.0175	0.056
Mínimo	3.84	1.933	0.93	0.015	0.0123	0.041

Tabla 4.6 Intervalo de composición química para la fabricación del hierro nodular eutéctico.

En la Tabla 4.7 se muestra las condiciones iniciales para simular las curvas de enfriamiento para un hierro nodular de composición eutéctica

Variable	Nivel Alto (+)	Nivel Bajo (-)
Temperatura de colada,	1400 °C	1250 °C
Nivel de inoculación	Con inoculación	Sin inoculación
Diámetro de la pieza	5 cm.	2 cm.

Tabla 4.7 Condiciones para realizar las curvas de enfriamiento simuladas con el macro-micro modelo para hierro nodular eutéctico.

Las curvas de enfriamiento simuladas mediante el macro-micro modelo en base a los efectos principales (Inoculación y diámetro de la barra) se muestran a continuación:

EFEECTO DE LA INOCULACIÓN

En las curvas obtenidas mediante el macro-micro modelo se puede observar el aumento de la temperatura de máxima recalescencia (TMR) por el efecto de la inoculación para las barras redondas de 2 cm, estas se muestran en las Figuras 4.14 (a), (b) y 4.15 (a), (b).

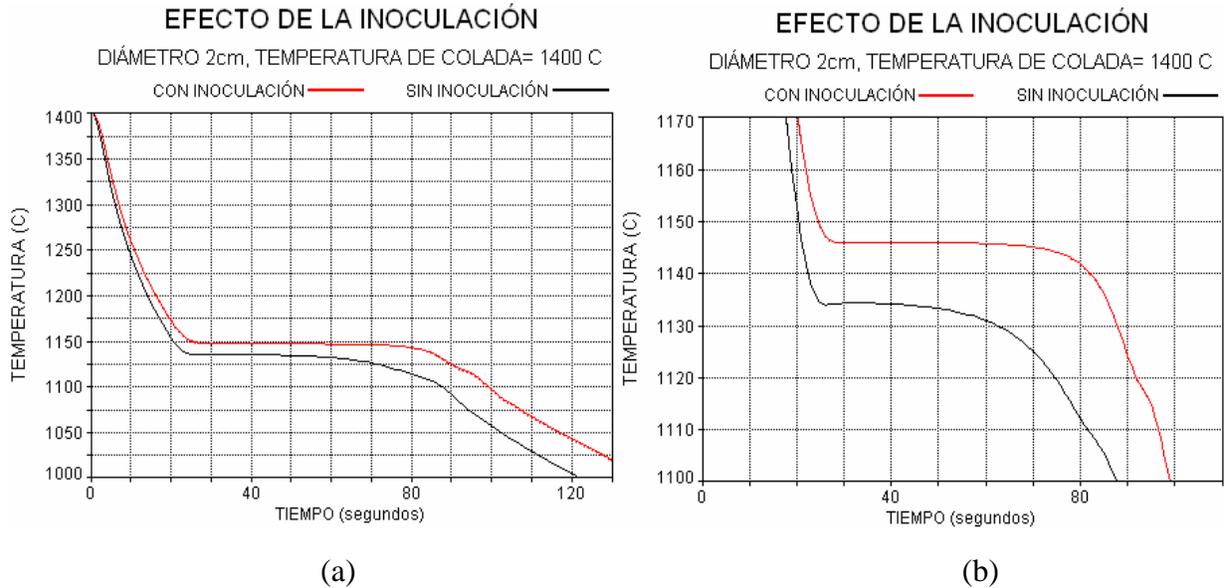


Figura 4. 14 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 2 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada alta, (b) Acercamiento de la curva 14 (a).

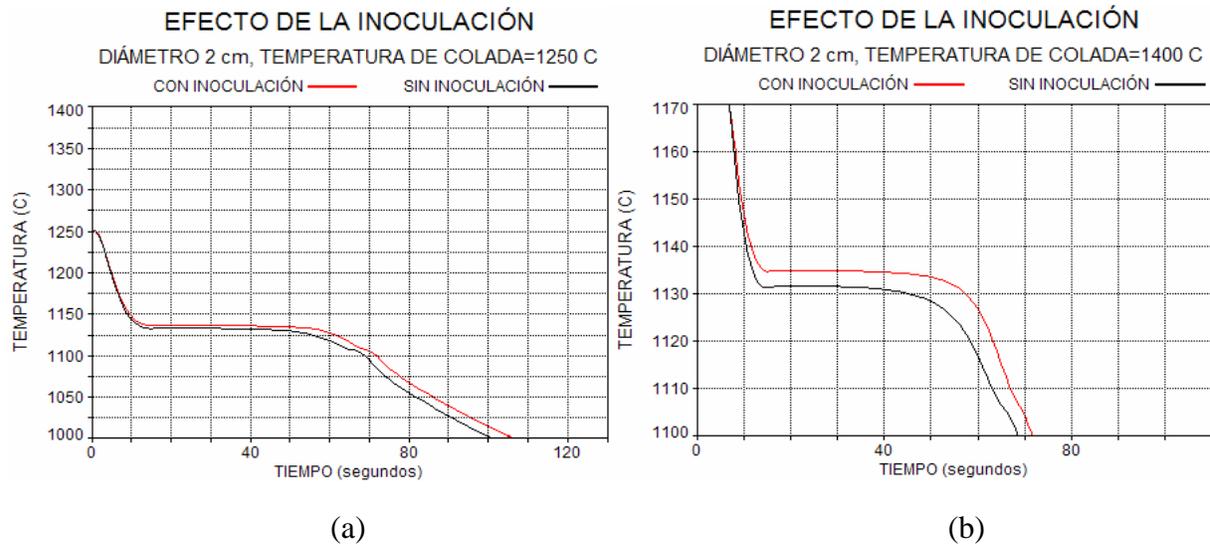


Figura 4.15 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 2 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada baja, (b) Acercamiento de la curva 15 (a).

En las curvas obtenidas mediante el macro-micro modelo se puede observar el aumento de la temperatura de máxima recalescencia (TMR) por el efecto de la inoculación para las barras redondas de 5 cm, estas se muestran en las Figuras 4.16 (a), (b) y 4.17 (a), (b).

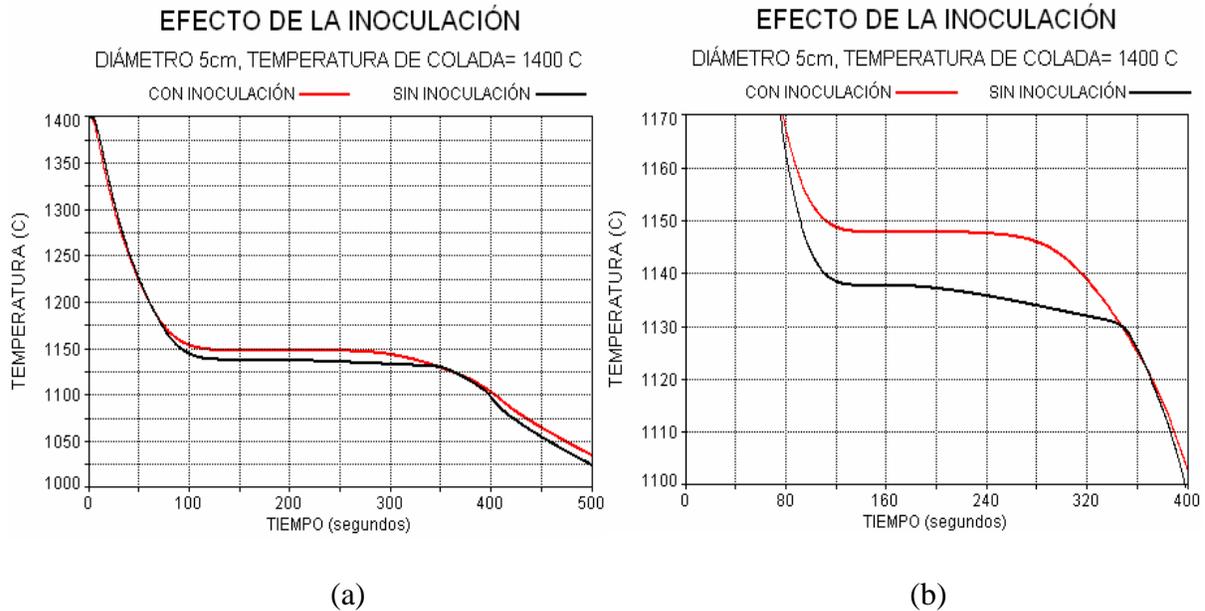


Figura 4.16 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta con y sin inoculación, (b) Acercamiento de la curva 16 (a).

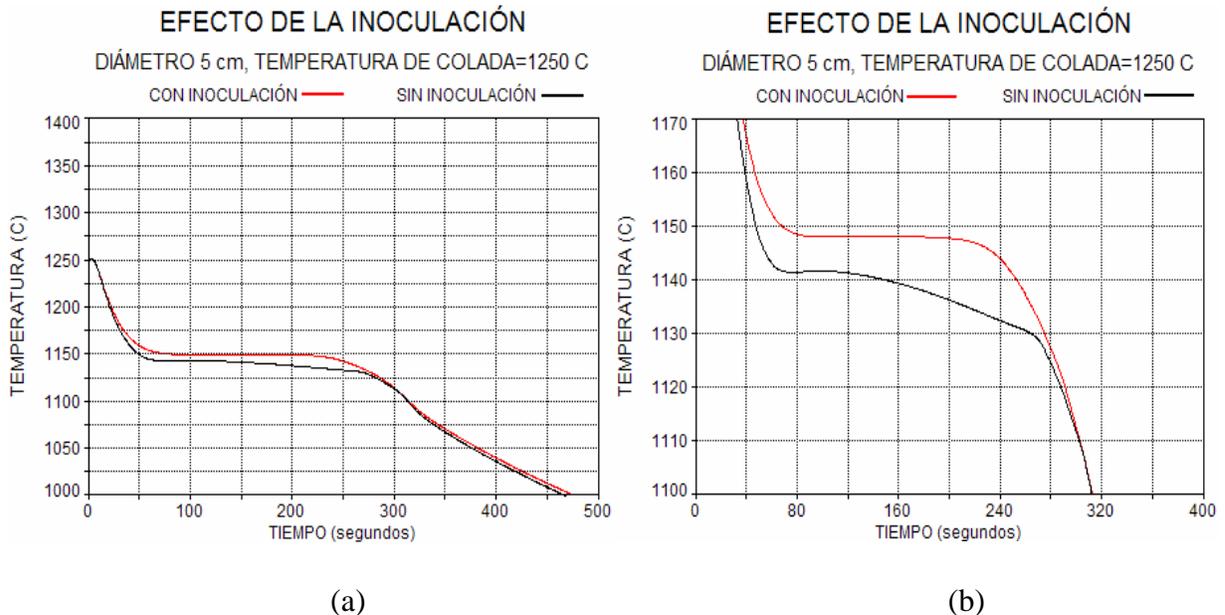


Figura 4.17 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja con y sin inoculación, (b) Acercamiento de la curva 17 (a).

Las curvas obtenidas del macro-micro modelo demuestran sin duda alguna que al realizarse la inoculación, la temperatura de máxima recalescencia aumenta, dejando claro que existe una relación entre el subenfriamiento que se presenta durante la solidificación y los núcleos generados. El calor latente que se genera es directamente proporcional a la cantidad de núcleos generados y el subenfriamiento disminuye dependiendo de la cantidad de los núcleos presentes.

EFECTO DEL DIÁMETRO

En las curvas obtenidas mediante el macro-micro modelo se puede observar que no existe una diferencia marcada en el aumento de la temperatura de máxima recalescencia (TMR) por el efecto del diámetro para las condiciones con inoculación para temperatura alta y baja, estas se muestran en las Figuras 4.18 (a), (b) y 4.19 (a), (b).

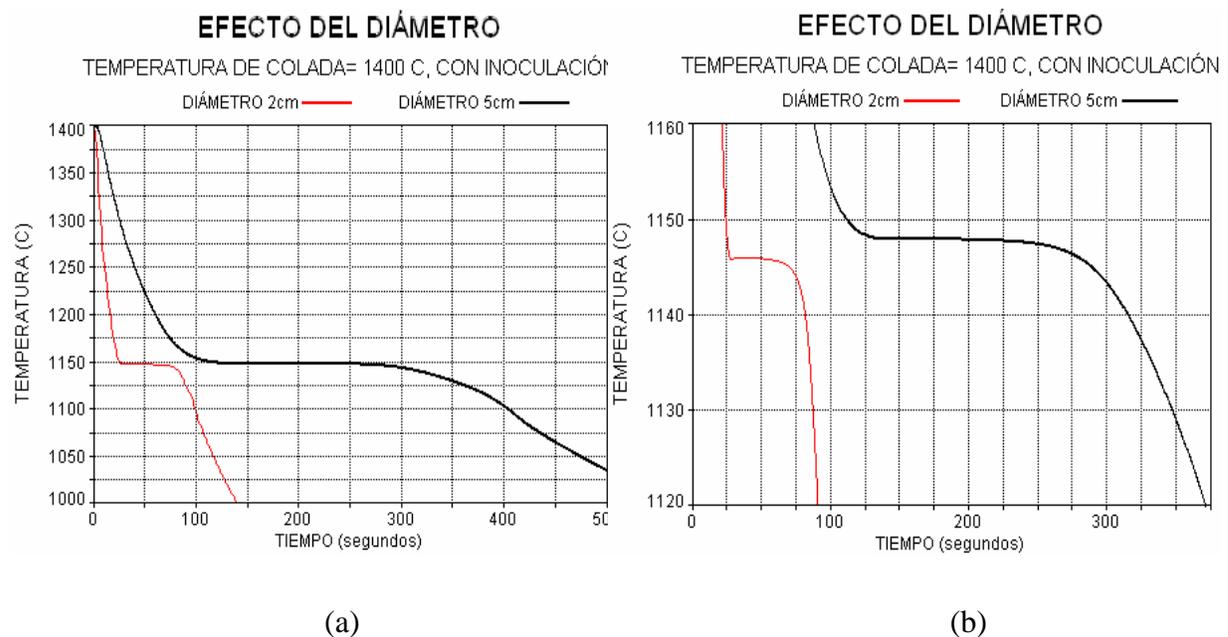
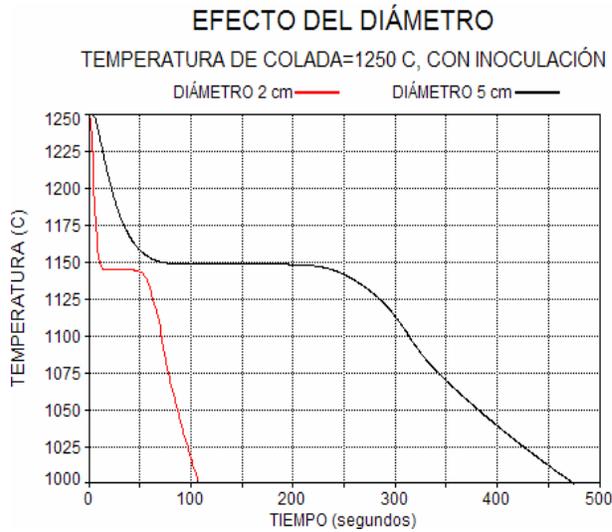
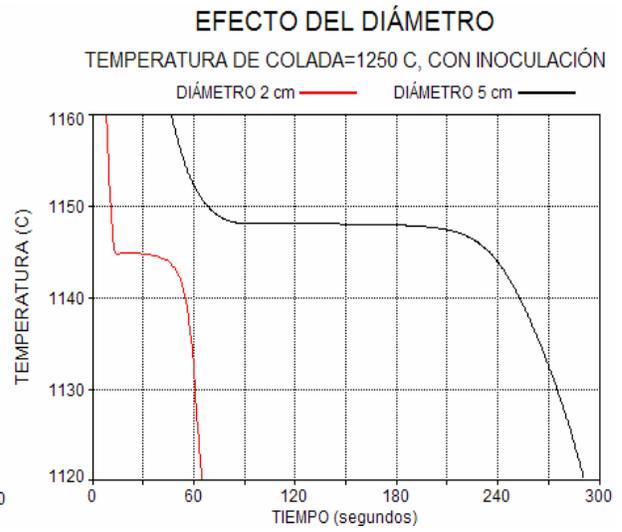


Figura 4.18 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de las barras de 2 y 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta con inoculación, (b) Acercamiento de la curva 18 (a).



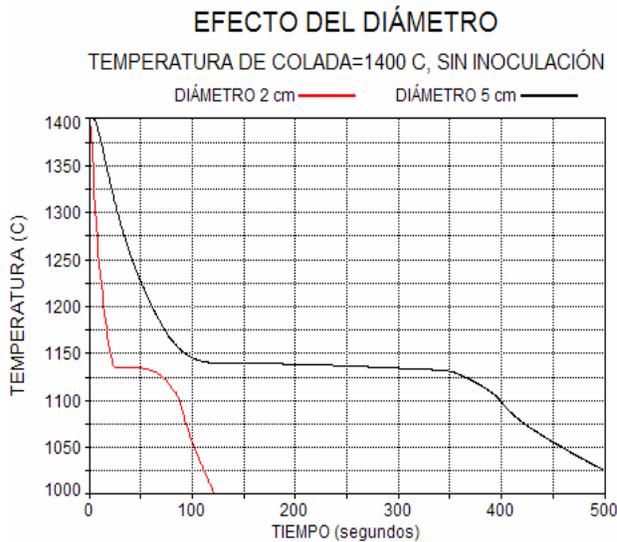
(a)



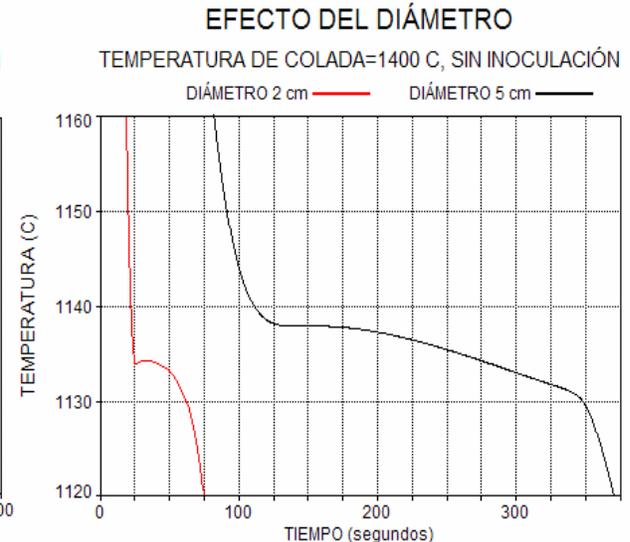
(b)

Figura 4.19 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de las barras de 2 y 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja con inoculación, (b) Acercamiento de la curva 19 (a).

En las curvas obtenidas mediante el macro-micro modelo se puede observar el aumento de la temperatura de máxima recalcencia (TMR) por el efecto del diámetro para las condiciones sin inoculación para temperatura alta y baja, estas se muestran en las figuras 4.20 (a), (b) y 4.21 (a), (b).



(a)



(b)

Figura 4. 20 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de las barras de 2 y 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta sin inoculación, (b) Acercamiento de la curva 20 (a).

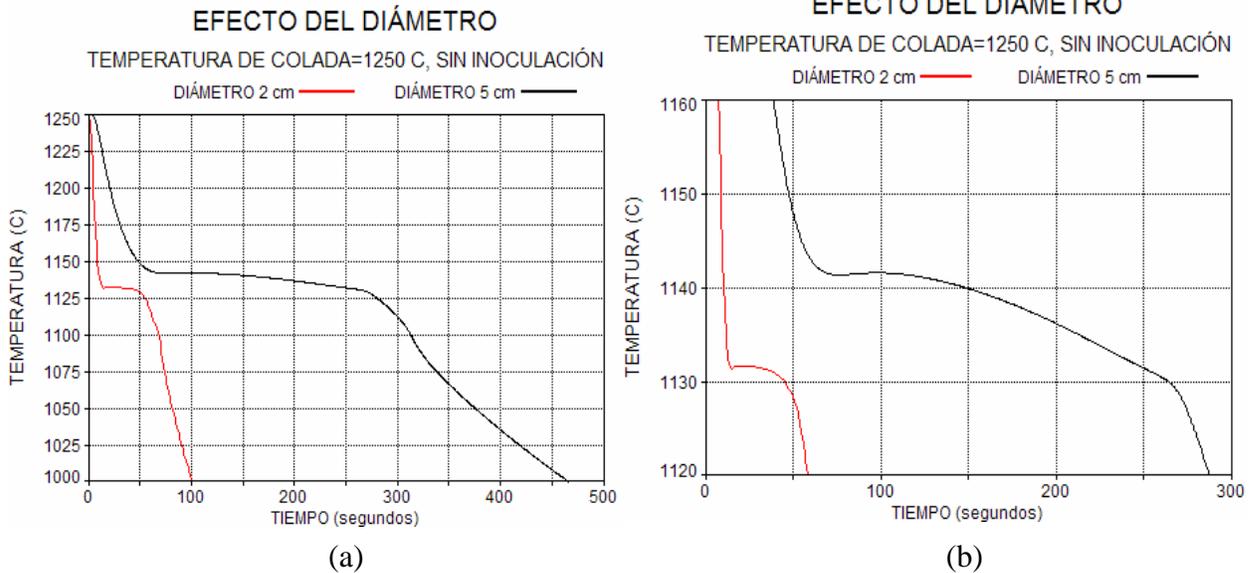


Figura 4.21 (b) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de las barras de 2 y 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja sin inoculación, (b) Acercamiento de la curva 21 (a).

Es interesante constatar como el modelo elaborado predice la misma respuesta cualitativa que lo encontrado experimentalmente.

PREDICCIÓN MICROESTRUCTURAL

EFFECTO DE LA INOCULACIÓN SOBRE LA FORMACIÓN DE PSEUDO-LEDEBURITA

Mediante el macro-micro modelo es posible obtener curvas para predecir la formación de la pseudoledeburita en función de la posición radial dentro de la pieza con el propósito de explorar el efecto de la inoculación para las barras redondas de 2 cm, tanto para alta como para baja temperatura. Las predicciones del modelo se muestran en las Figuras 4.22 (a), (b) Comparando las curvas mostradas en estas figuras se puede observar que el modelo predice una mayor cantidad de pseudoledeburita en las regiones cercana al eje de simetría y cercana a la intercara metal-molde de la muestra sin inoculación y que este efecto se reduce como resultado de la inoculación. También se puede constatar que existe una mayor cantidad de pseudoledeburita cuando no se efectúa la inoculación y que hay un mayor blanqueado cuando se emplea una temperatura de colada baja.

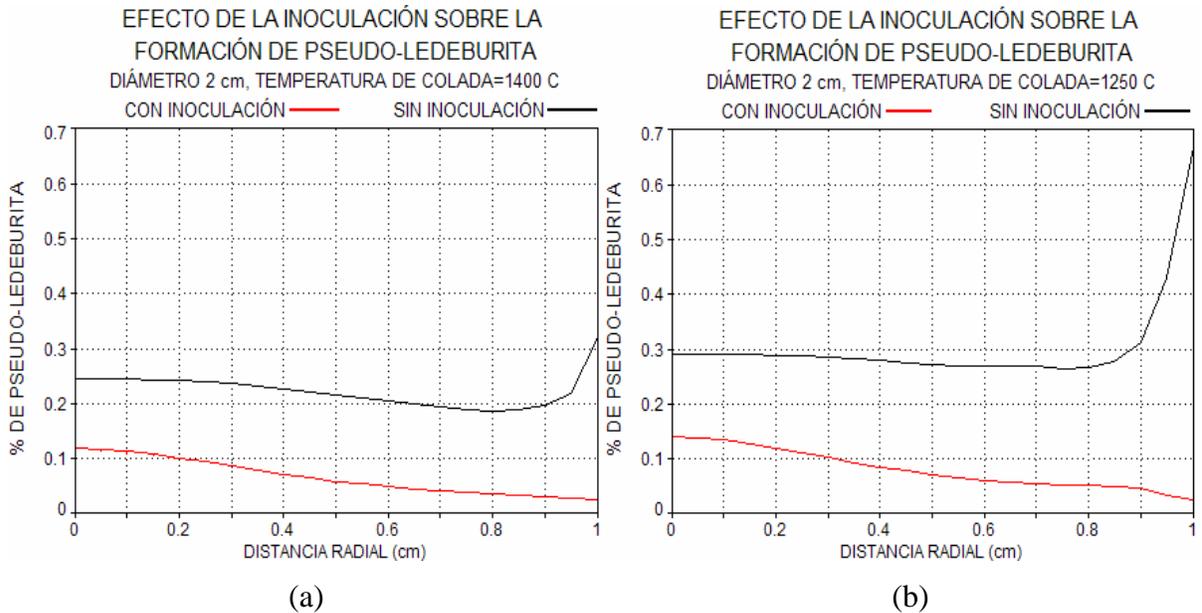


Figura 4.22 (a) Curva de fracción de Pseudoledeburita vs. Distancia radial simulada para el caso de la barra de 2 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada alta. (b) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia radial simulada para el caso de la barra de 2 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada baja.

Los efectos anteriormente discutidos pueden ser analizados empleando el modelo para el caso de las probetas de 5 cm de diámetro. Las predicciones obtenidas se muestran en las Figuras 4.23 (a), (b)

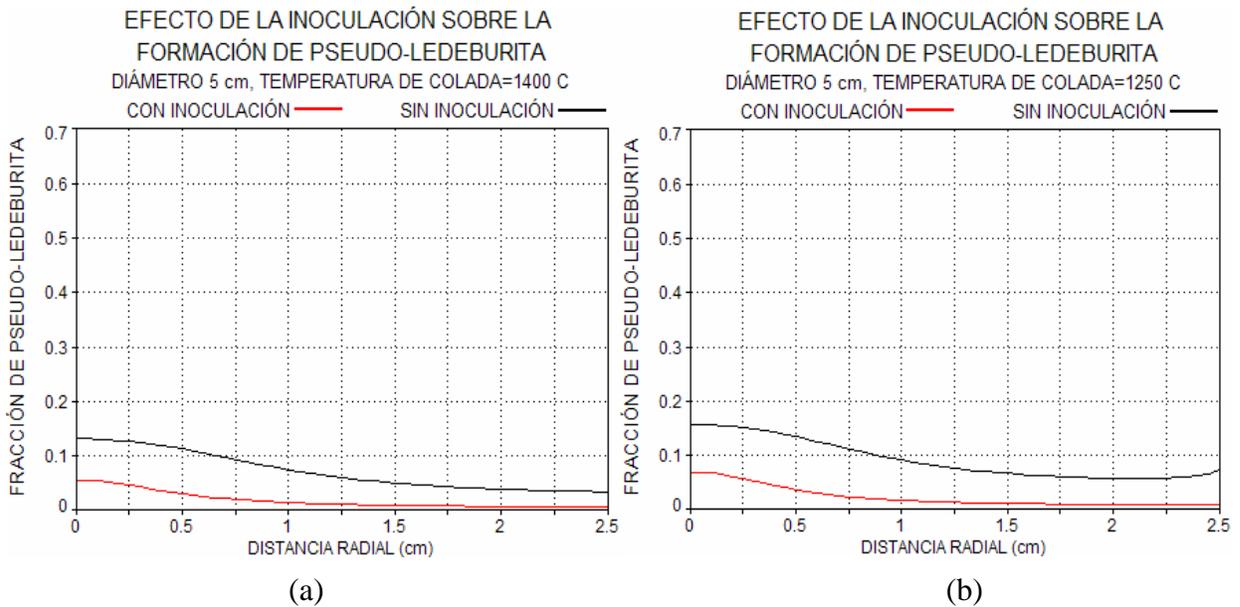


Figura 4.23 (a) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia radial simulada para el caso de la barra de 5 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada alta. (b) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia radial simulada para el caso de la barra de 5 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada baja.

Comparando las curvas mostradas en estas figuras se puede observar que el modelo predice una mayor cantidad de pseudoledeburita en las regiones cercana al eje de simetría y también aunque en menor medida en la región cercana a la intercara metal-molde de la muestra sin inoculación y que este efecto se reduce como resultado de la inoculación. También se puede constatar que existe una mayor cantidad de pseudoledeburita cuando no se efectúa la inoculación y que hay un mayor blanqueado cuando se emplea una temperatura de colada baja.

EFFECTO DEL DIÁMETRO SOBRE LA FORMACIÓN DE LA PSEUDO-LEDEBURITA

Mediante el macro-micro modelo es posible obtener curvas para predecir la formación de la pseudoledeburita como una función de la posición radial para las probetas de 2 y 5 cm de diámetro, ambas con inoculación, tanto para alta como para la baja temperatura, ver Figuras 4.24 (a) y (b)

Comparando las curvas mostradas en estas figuras se puede observar que el modelo predice una mayor cantidad de pseudoledeburita en la región cercana al eje de simetría de la muestra, una mayor cantidad de pseudoledeburita para una temperatura de colada baja y finalmente predice también que el blanqueado es menor en el caso de la probeta de mayor radio. Mediante el macro-micro modelo es posible obtener curvas para predecir la formación de la pseudoledeburita como una función de la posición radial para las probetas de 2 y 5 cm de diámetro, sin inoculación, tanto para alta y baja temperatura, estas se muestran en las Figuras 4.25 (a) y (b)

Los resultados mostrados en estas figuras indican que el modelo predice, como era de esperarse, un incremento en la cantidad de pseudoledeburita presente en toda la muestra para ambos diámetros y ambas temperaturas de colada como resultado de la ausencia de tratamiento de inoculación.

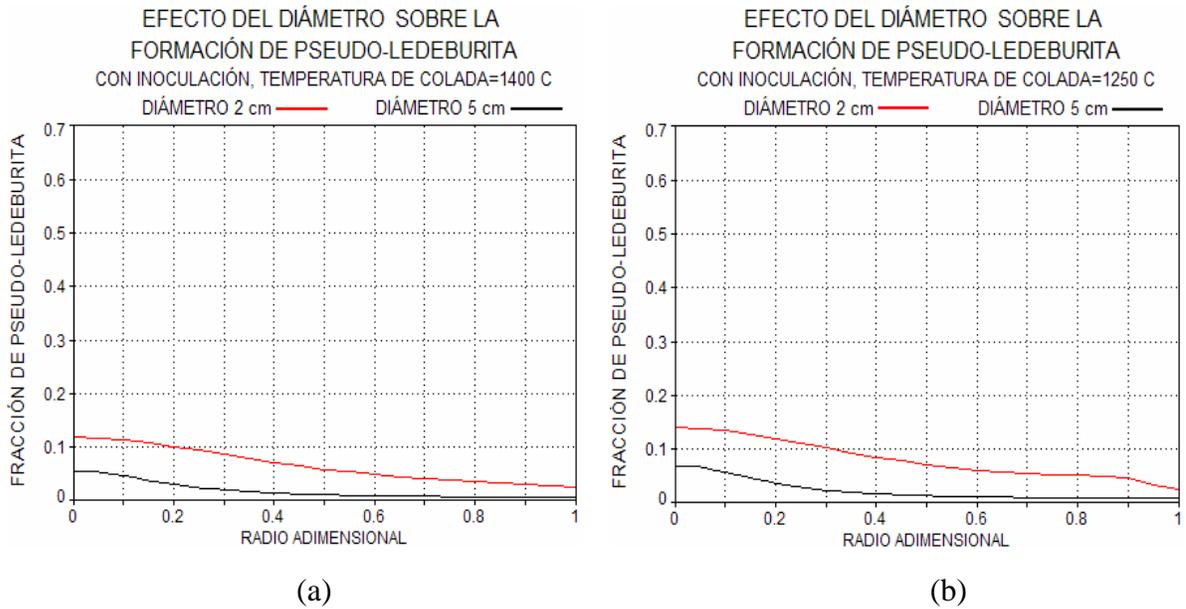


Figura 4.24 (a) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia adimensional simulada variando el diámetro, con inoculación a temperatura de colada alta. (b) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia adimensional simulada variando el diámetro, con inoculación a temperatura de colada baja.

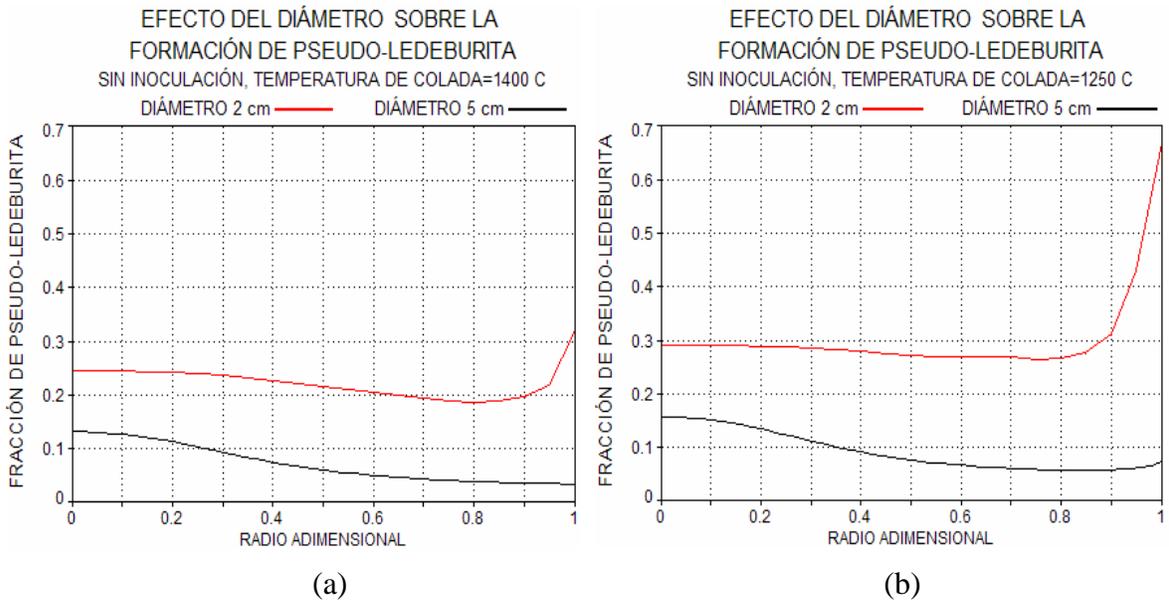


Figura 4.25 (a) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia adimensional simulada variando el diámetro, sin inoculación a temperatura de colada alta. (b) Curva de fracción de Pseudos-ledeburita vs. Distancia adimensional simulada variando el diámetro, sin inoculación a temperatura de colada baja.

COMPARACIÓN ENTRE LAS CURVAS EXPERIMENTALES Y LAS CURVAS SIMULADAS

Comparando las curvas de enfriamiento experimentales para hierro nodular eutéctico con las curvas obtenidas con el macro-micro modelo para el caso de la barra de 2 cm con inoculación y colada a temperatura alta como se observa en la Figura 4.26 (a) se puede decir que, debido a la complejidad del sistema, y a las limitaciones en cuanto a la rapidez de respuesta de la señal proveniente del termopar al choque térmico inicial, el termopar no pudo registrar la temperatura de colada de 1400 °C aunque la temperatura que se registró en la olla instantes antes de vaciar a los moldes fue de 1400 °C. Esto demuestra que debido al termopar y a las condiciones de colada es difícil que el termopar registre la temperatura de 1400 °C para el caso de la barra de 2 cm. Por otra parte y continuando con la comparación entre historias térmicas experimentales y simuladas se observa que en la zona donde inicia la nucleación se empalman, llegando alcanzar la misma temperatura de máxima recalescencia, continuando así hasta el punto final de la solidificación. Esto muestra una buena concordancia cualitativa entre la curva experimental y la curva generada por el macro-micro modelo, a pesar de que las propiedades termofísicas del sistema consideradas no se determinaron experimentalmente sino que se usaron los valores reportados en la literatura.

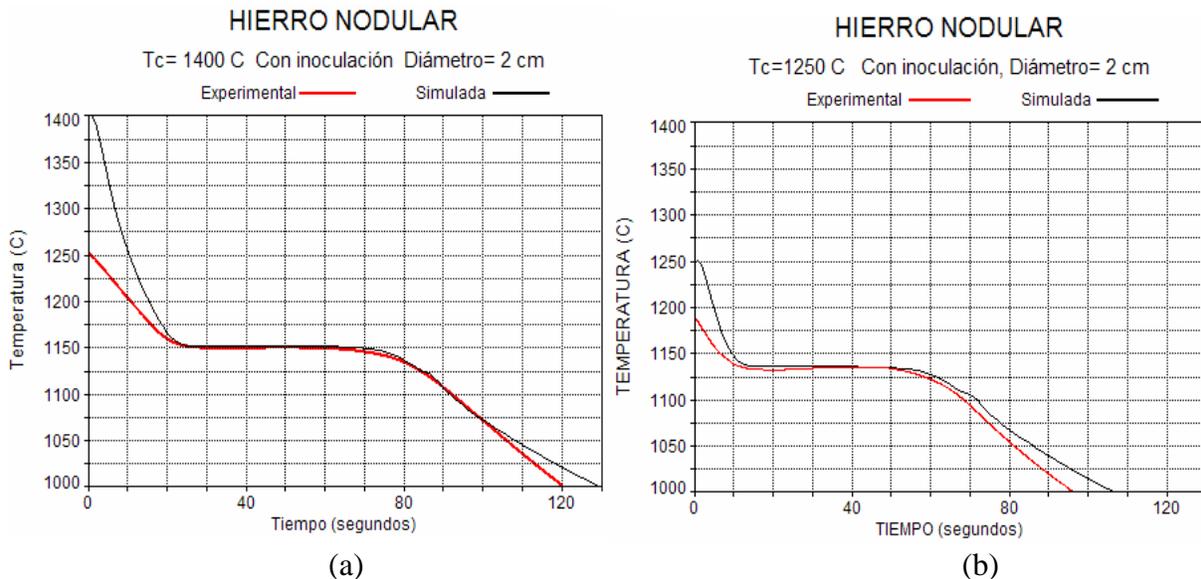


Figura 4. 26 (a) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 2 cm de diámetro coladas a temperatura alta con inoculación, (b) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 2 cm de diámetro coladas a temperatura baja con inoculación

En la comparación de las curvas de enfriamiento experimental para hierro nodular eutéctico con las curvas obtenidas con el macro-micro modelo para el caso de la barra de 2 cm con inoculación y temperatura de colada baja como se observa en la Figura 4.26 (b), se puede ver que sigue existiendo una diferencia entre la temperatura de colada inicial del modelo y la temperatura de colada experimental aunque es menor que en la Figura 4.26 (a). Para este caso se siguen presentado las mismas discrepancias iniciales observadas en las curvas anteriores, y posteriormente a este periodo inicial las curvas se empalman ligeramente desde que inicia la nucleación, pero en la temperatura de máxima recalescencia la curva simulada por el micro-macro modelo queda ligeramente por arriba de la curva experimental, separándose un poco más en el punto final de la solidificación. Aun así la curva experimental muestra una buena concordancia cualitativa con la curva simulada por el macro-micro modelo.

Comparando las curvas de enfriamiento experimentales para hierro nodular eutéctico con las curvas obtenidas con el macro-micro modelo para el caso de la barra de 2 cm sin inoculación y colada a temperatura alta como se observa en la Figura 4.27 (a) se vuelve a encontrar una discrepancia considerable entre estas curvas al inicio del enfriamiento y debido a las razones arriba señaladas

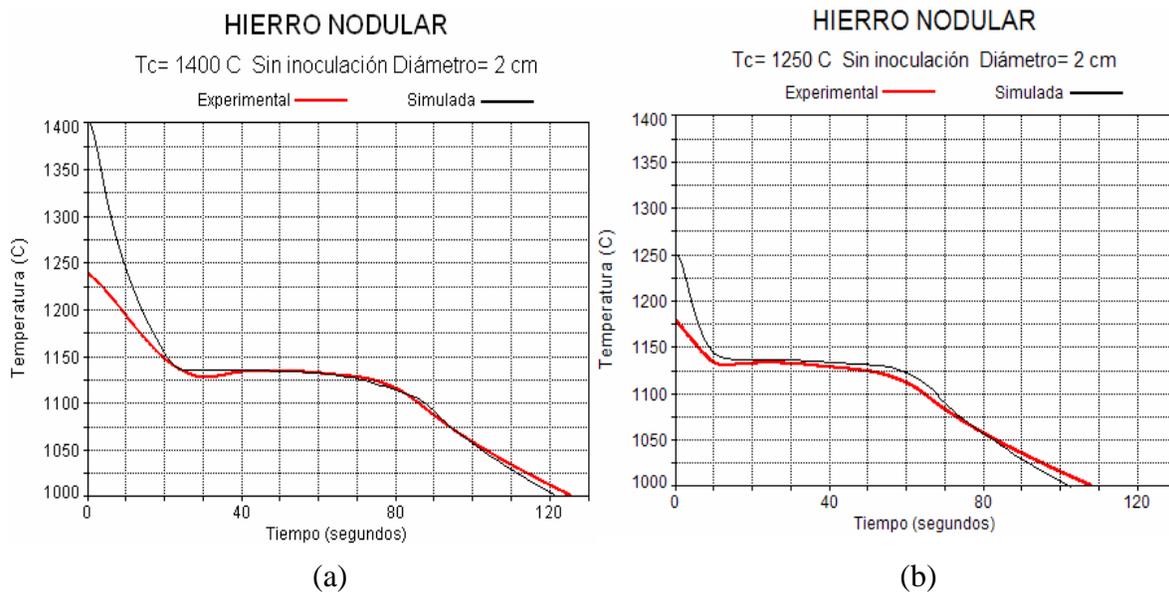


Figura 4. 27 (a) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 2 cm de diámetro coladas a temperatura alta sin inoculación, (b) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 2 cm de diámetro coladas a temperatura baja sin inoculación.

Continuando con la comparación entre curvas, se observa que en la zona donde inicia la nucleación se empalman las curvas, aunque la curva experimental alcanzó un subenfriamiento mayor. Posteriormente las dos curvas llegan a alcanzar la misma temperatura de máxima recalcificación, continuando así hasta el punto final de la solidificación. Esto muestra una buena concordancia cualitativa entre la curva experimental y la curva generada por el macro-micro modelo.

En la comparación de las curvas de enfriamiento experimental para hierro nodular eutéctico obtenidas con el macro-micro modelo para el caso de la barra de 2 cm sin inoculación y temperatura de colada baja, como se observa en la Figura 4.27 (b), se puede notar que sigue existiendo una clara discrepancia al inicio del enfriamiento aunque es menor que en la Figura 4.27 (a). Para este caso se observa que las curvas quedan ligeramente separadas al inicio de la nucleación, presentando un mayor grado de subenfriamiento la curva experimental. Posteriormente las dos curvas alcanzan casi la misma temperatura de máxima recalcificación. La curva simulada por el micro-macro modelo queda ligeramente por arriba de la curva experimental, separándose un poco más en el punto final de la solidificación. Aun así la curva experimental muestra una buena concordancia cualitativa con la curva simulada por el macro-micro modelo.

concordancia con el micro-macro modelo.

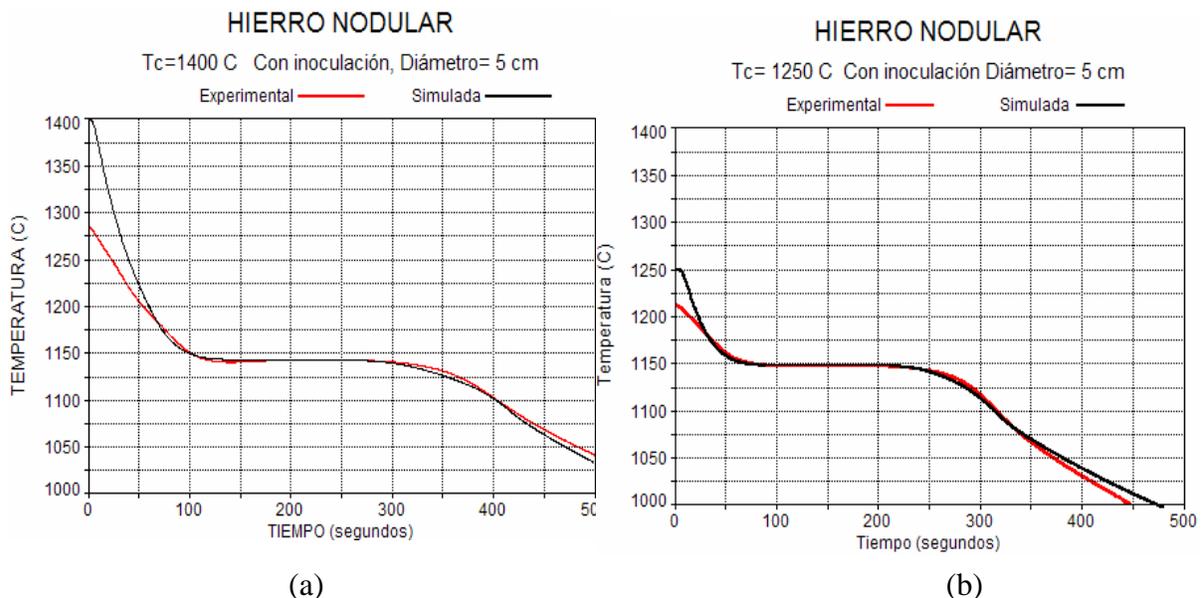


Figura 4. 28 (a) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta con inoculación, (b) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja con inoculación.

En el caso de la comparación de curvas de enfriamiento para la barra de 5 cm con inoculación y colada a temperatura alta, como se observa en la Figura 4.28 (a), se vuelve a observar una discrepancia entre curvas al inicio del enfriamiento luego de lo cual y conforme transcurre el tiempo una vez que llegan a la zona donde inicia la nucleación se empalman. Posteriormente las dos curvas llegan a alcanzar la misma temperatura de máxima recalescencia, continuando así hasta el punto final de la solidificación. Esto muestra una buena concordancia cualitativa entre la curva experimental y la curva generada por el macro-micro modelo.

Para el caso de la barra de 5 cm con inoculación y temperatura de colada baja se observa en la Figura 4.28 (b) se puede decir que sigue existiendo una diferencia entre la temperatura de colada inicial del modelo y la temperatura de colada experimental aunque es menor que en la Figura 4.27 (b). Se observa que en la zona donde inicia la nucleación las curvas se empalman. Posteriormente las dos curvas llegan a alcanzar la misma temperatura de máxima recalescencia, continuando así hasta el punto final de la solidificación. Esto muestra una buena concordancia entre la curva experimental y la curva generada por el macro-micro modelo. Estas dos curvas experimentales son las que presentan una mejor

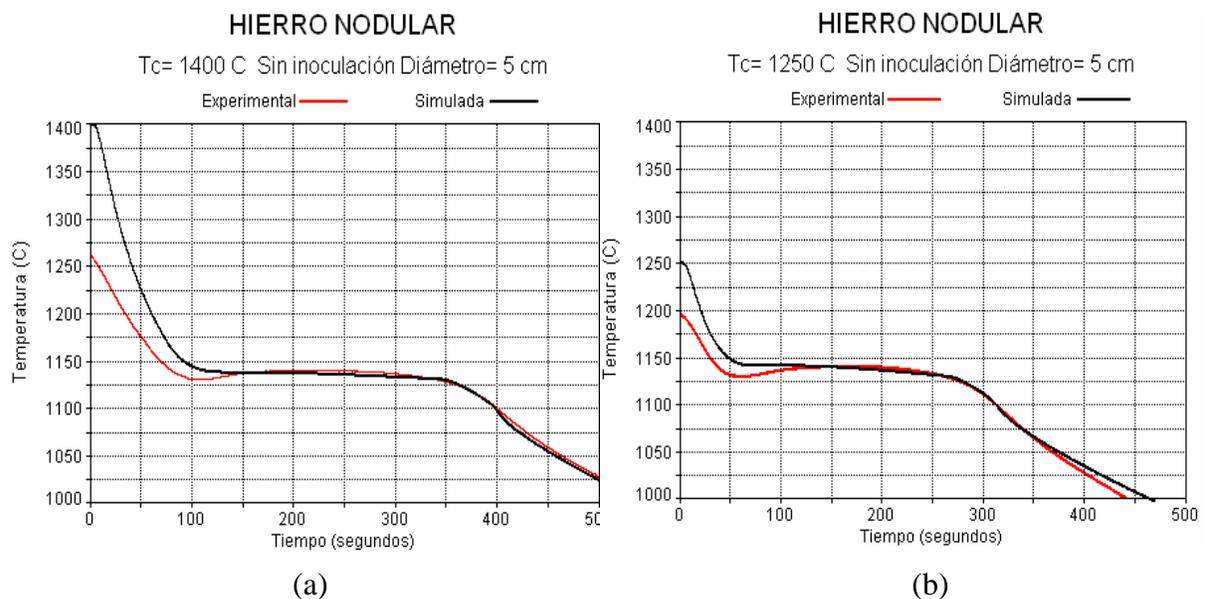


Figura 4. 29 (a) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta sin inoculación, (b) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja sin inoculación.

En el caso de la barra de 5 cm sin inoculación y colada a temperatura alta, ver Figura 4.29 (a), se observan discrepancias entre curvas al inicio del enfriamiento y se nota también que las curvas quedan separadas al inicio de la nucleación, presentando un mayor grado de subenfriamiento la curva experimental. Posteriormente las dos curvas alcanzan la misma temperatura de máxima recalescencia, continuando así hasta el punto final de la solidificación. Esto muestra una buena concordancia cualitativa a partir de la temperatura de máxima recalescencia entre la curva experimental y la curva generada por el macro-micro modelo.

Para el caso de la barra de 5 cm sin inoculación y temperatura de colada baja, ver Figura 4.29 (b) se puede observar que las curvas quedan separadas al inicio de la nucleación, presentando un mayor grado de subenfriamiento la curva experimental. Posteriormente las dos curvas alcanzan la misma temperatura de máxima recalescencia, continuando así hasta el punto final de la solidificación. Esto muestra una buena concordancia a partir de la temperatura de máxima recalescencia entre la curva experimental y la curva generada por el macro-micro modelo.

En resumen podemos afirmar que existe una aceptable concordancia cualitativa entre curvas experimentales y simuladas en todas las condiciones analizadas, aunque en todos los casos existen discrepancias entre las curvas experimentales y simuladas las cuales se explican desde nuestro punto de vista como un resultado de las limitaciones en cuanto a la rapidez de respuesta de la señal proveniente del termopar al choque térmico inicial,

PROPUESTA FENOMENOLÓGICA

De lo anterior sería interesante analizar en más detalle la información proporcionada por el modelo para explicar los resultados experimentales en lo que se refiere a un incremento en el blanqueado como resultado de un menor diámetro y de la ausencia de inoculación así como en lo que se refiere a la distribución de los microconstituyentes en función de la posición radial en las probetas cilíndricas. Se discuten estos tres aspectos porque son los únicos con una evidencia experimental estadísticamente significativa.

El modelo sugiere que la presencia de un mayor número de núcleos asociados con el tratamiento de inoculación y el incremento en el calor latente liberado por esos núcleos

adicionales, provocan que el líquido remanente no alcance subenfriamientos lo suficientemente grandes como para caer por debajo de la temperatura eutéctica metaestable. Lo anterior provoca una disminución en el blanqueado como resultado de aplicar el tratamiento de inoculación y es soportado porque, en efecto, se observan en las probetas experimentales con inoculación la presencia de un mayor número de nódulos de menor tamaño promedio y una tendencia a eliminar el blanqueado en estas muestras en contra de lo que se observa en las mismas condiciones experimentales pero sin inoculación.

En cuanto al efecto del diámetro de la probeta, el modelo sugiere que la presencia de una mayor masa en el caso de la probeta de mayor diámetro provoca que la cantidad de calor que el material de moldeo debe retirar antes del inicio de la solidificación de la muestra aumenta lo cual satura térmicamente al material de moldeo provocando con esto que la velocidad de enfriamiento actuante al inicio de la solidificación sea notablemente menor que en el caso de diámetros pequeños. Esto a su vez reduce la posibilidad de que el líquido remanente alcance subenfriamientos lo suficientemente grandes para alcanzar temperaturas inferiores a la eutéctica metaestable.

Por otra parte y en lo que se refiere a las características microestructurales en función de la posición radial dentro de la pieza, la evidencia experimental mostró que en condiciones favorables para la presencia del blanqueado, las microestructuras observadas en el corte transversal de las probetas cilíndricas indican la presencia de mayores cantidades de pseudoledeburita en las regiones adyacentes a la intercara metal molde, es decir en la orilla y también en la zona cercana al eje de simetría del cilindro, presentándose el fenómeno conocido como temple inverso.

Para explicar la presencia del microconstituyente pseudoledeburita, o la tendencia que tiene a formarse en función de la posición radial de la barra cilíndrica de hierro nodular eutéctico, se realizó un análisis fenomenológico tomando como punto de partida que existe una interdependencia entre las características relacionadas con la evolución de la fracción sólida dependiendo de la posición radial dentro de la barra de hierro nodular eutéctico. Durante la solidificación se forman ciertas microestructuras, las cuales pueden formarse por las condiciones en las que la fracción sólida crece o evoluciona. Una de estas condiciones es la velocidad local de solidificación, la cual está directamente relacionada con el

subenfriamiento que se presenta localmente en cada punto radial de la barra. Un parámetro que indica si la velocidad de solidificación es más rápida o más lenta es el subenfriamiento actuante. Entre mayor sea el subenfriamiento, mayor es la velocidad de solidificación. Un subenfriamiento muy grande puede permitir eventualmente la solidificación fuera del equilibrio formando microconstituyentes metaestables diferentes a los que se forman con enfriamientos lentos, formando microconstituyentes estables como resultado de la presencia de subenfriamientos menores.

La Figura 4.30 muestra las predicciones del modelo elaborado para la evolución de diferentes parámetros relevantes durante la solidificación de una pieza cilíndrica de hierro nodular eutéctico inicialmente líquida y que se enfría en un molde de arena. Se observan en esta figura las evoluciones simultáneas de la velocidad local de solidificación $\frac{dfs}{dt}$, del flujo volumétrico de calor local disipado Q_c y del gradiente térmico $\frac{dT}{dr}$, en función del tiempo y de la posición.

Estas graficas muestran la simulación correspondiente a la solidificación de barras de sección transversal circular con 2 cm de diámetro vaciadas a una temperatura de 1400 °C sin inoculación. Para cada parámetro se presenta la evolución en tres diferentes posiciones radiales mediante tres curvas, cada una con diferente color. La curva con color rojo es (o) que se refiere al eje de simetría de la barra de hierro, la curva color verde (i) se refiere a la intercara metal-molde y la curva de color azul (m) se refiere a la zona intermedia de la barra de hierro (en el seno de la barra a la mitad de la distancia entre la orilla y el centro). Se observa que al inicio del proceso, ver grafico de dT/dr , el mayor gradiente térmico se encuentra en la zona cercana a la intercara lo cual es lógico si se piensa en la llegada del metal líquido en contacto con el molde a temperatura ambiente. Esto provoca un valor muy grande de flujo de calor que abandona al metal en esta zona lo cual promueve que se incrementen los gradientes térmicos al interior de la pieza y que se empiece a transferir calor de las zonas internas hacia el exterior. Después de un cierto tiempo el sistema alcanza en todas sus regiones un enfriamiento controlado por la baja difusividad térmica de la arena, después del primer mínimo en Q_c que se observa para el elemento nodal intermedio. El enfriamiento del líquido continúa hasta el inicio de la solidificación en la región de la

pieza adyacente a la intercara metal-molde. Cuando esto sucede el calor latente liberado en esta zona no puede fluir libremente hacia el exterior debido a la baja difusividad del material de moldeo. Por esta razón los gradientes térmicos al interior cambian y disminuyen hacia valores casi nulos y así se mantienen hasta que el calor latente liberado por la región externa ha sido evacuado a través del material de moldeo.

Analizando las graficas generadas por el modelo se puede apreciar que existe concordancia de tiempo entre las variaciones observadas en dfs/dt y las evoluciones de Q_c y dT/dr locales durante la solidificación. Para que la solidificación se lleve a cabo, la extracción del calor debe disiparse a través del molde, esta extracción dependerá de la alta o baja difusividad térmica que tenga el molde. Se puede observar que se establece una restricción dinámica en el enfriamiento, esto provoca que el calor latente que se genera por la solidificación en zonas cercanas a la intercara metal molde no se disipe por la acumulación de energía ya que la difusividad térmica del hierro es mayor que la arena, esto forma una barrera, provocando cambios en los gradientes térmicos dT/dr ($^{\circ}C/m$) en la posición radial de la pieza.

Al tener un cambio en los gradientes y dependiendo de que magnitud sean los cambios en los gradientes, también cambiarán los flujos de calor volumétrico disipado (Q_c) y por tanto los subenfriamientos actuantes localmente y en consecuencia las velocidades de formación del sólido (dfs/dt). Esto repercute en la formación de las diferentes microestructuras dependiendo de la magnitud del subenfriamiento local y de la posición radial pudiéndose presentar, para subenfriamientos lo suficientemente elevados, la presencia de microconstituyentes metaestables como se observó experimentalmente.

En las graficas de la Figura 14.30 se aprecia que los gradientes térmicos tienden a cero, y se puede observar que existe un mayor gradiente térmico al inicio en la zona i, esta zona es donde después de la intercara molde-metal se lleva a cabo el inicio de la solidificación como se puede observar en las graficas de (dfs/dt), generando gradientes térmicos en las zonas de (m) y (o). El inicio de la solidificación en estos puntos se lleva a cabo hasta que gran cantidad del calor latente generado por la reacción eutéctica del hierro nodular en la zona i es transferido a través de la interfase metal-molde hacia el exterior hasta que en esa zona es capaz de disminuir su temperatura. Esto acontece hasta que el flujo de calor que es extraído en la interfase metal/molde es mayor al flujo de calor latente generado en esta zona más el calor transferido desde la parte interna de la pieza.

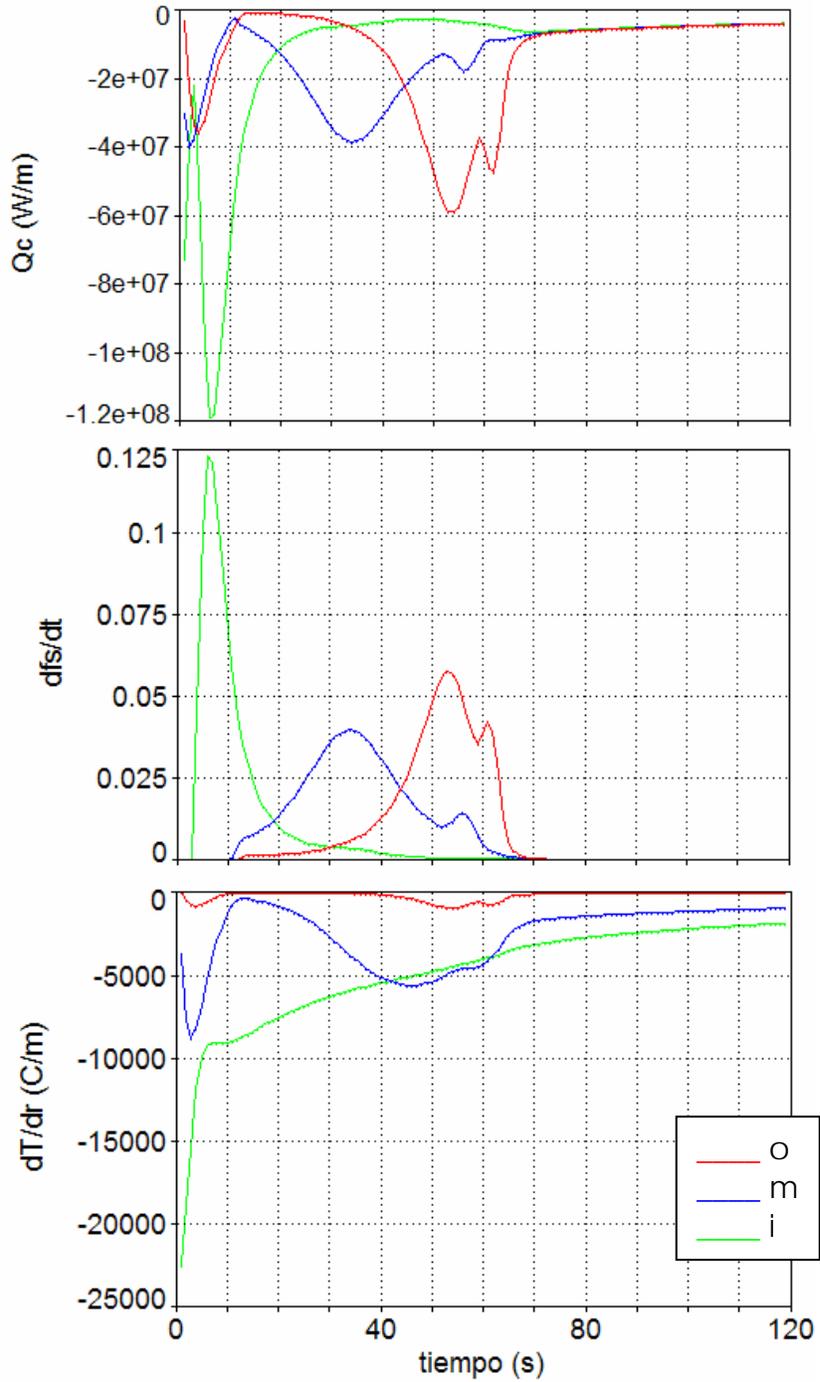


Figura 4.30 Predicciones del modelo para velocidad de solidificación dfs/dr , flujo de calor volumétrico disipado Q_c y gradiente térmico dT/dr como una función de tiempo en barras de 2 cm de diámetro para los casos de temperatura de colada alta sin inoculación.

Con el análisis de las graficas se puede observar que la solidificación se realiza a partir de la orilla de la barra hacia el centro. Esto puede explicar porque se presenta pseudoledeburita

en ciertas zonas, ya que antes de que solidifique el centro de la barra, que todavía se encuentra líquido, ya existe un cilindro hueco sólido externo de hierro nodular plenamente solidificado, el cual sigue extrayendo calor con una mayor difusividad térmica que la arena sílica. Comparando las masas del hierro en estado sólido con la que queda en estado líquido en los instantes finales de la solidificación de la barra cilíndrica, es mayor la masa sólida en franco enfriamiento la cual rodea una pequeña masa en estado líquido, provocando una considerable extracción de calor de esta zona en la cual el líquido remanente estará sujeto a severos subenfriamientos promoviendo un aumento en la velocidad de solidificación y eventualmente facilitando la presencia de microconstituyentes metaestables. En la Figura 4.30 lo anterior puede observarse al comparar las evoluciones de la velocidad de solidificación en las tres posiciones consideradas. Observamos que las tres evoluciones presentan tendencias similares con un primer máximo asociado con la solidificación de microconstituyentes estables seguido de un segundo máximo relacionado con la solidificación de microconstituyentes metaestables. Se nota claramente que las mayores cantidades de microconstituyentes metaestables se forman en el centro de la probeta como se aprecia del hecho de que la evolución de df_s/dt en esta zona es la que muestra el mayor segundo máximo.

Con esto se puede decir que en piezas cilíndricas o de geometría similar y bajo estas condiciones, es decir hierro nodular eutéctico que es vaciado dentro de un molde de arena sílica, se pueden presentar en el centro térmico de estas piezas, subenfriamientos de tal magnitud en las últimas etapas de solidificación provocados por el cambio de los gradientes térmicos generados dentro de la pieza. Lo anterior afectará las condiciones locales de la solidificación en función de la posición radial lo cual se traducirá en la presencia de diferentes características microestructurales en función de la posición radial dentro de la pieza.

CONCLUSIONES

- El incremento en los niveles de inoculación favorece el aumento en la temperatura de máxima recalescencia (TMR) esto permite disminuir la formación de la pseudoledeburita o comúnmente llamado blanqueado.
- Mayor diámetro de la pieza favorece el aumento en la temperatura de máxima recalescencia (TMR) esto permite disminuir la formación de la pseudoledeburita.
- Para la condición bajo las cuales se realizaron los experimentos la única variable que no presentó un efecto estadístico significativo sobre la tendencia a la formación de la pseudoledeburita fue la temperatura de colada.
- El análisis metalográfico realizado a todas las barras circulares de hierro nodular eutéctico bajo las condiciones experimentales establecidas muestran que aquellas que no fueron inoculadas presentan pseudoledeburita. La cantidad de la pseudoledeburita aumenta en la barra conforme se acerca al eje de simetría, a este fenómeno comúnmente se le conoce como temple inverso.
- El análisis metalográfico realizado a todas las barras circulares de hierro nodular eutéctico bajo las condiciones experimentales establecidas muestran que aquellas que no fueron inoculadas pero con diámetros diferentes presentan pseudoledeburita en diferentes cantidades y en ciertas zonas de la posición radial. Para las barras de 2 cm la pseudoledeburita aparece en todo el radio pero aumenta en la barra conforme se acerca al eje de simetría, para las barras de 5 cm la pseudoledeburita no aparece en todo el radio, solo existe cerca al eje de simetría a este fenómeno comúnmente se le conoce como temple inverso.

- Al comparar las curvas de enfriamiento simuladas obtenidas mediante el modelo mecanístico determinístico para hierros nodulares eutécticos con las curvas experimentales se observa una buena concordancia cualitativa solo para dos de las tres variables, que son la inoculación y el diámetro de la barra con respecto a la temperatura de máxima recalescencia (TMR).
- En piezas cilíndricas de hierro nodular eutéctico líquido que se enfría dentro de un molde de arena sílica, se pueden presentar en el centro térmico subenfriamientos de tal magnitud en las últimas etapas de solidificación que promuevan la presencia en esta zona de cantidades apreciables de pseudoledeburita, dando lugar al defecto conocido como temple inverso.

BIBLIOGRAFÍA

1. C.R. Loper. “Developing into the Future”. AFS Transactions (1992), pp 907-915.
2. J. M. Borrajo, R. A. Martínez, R. E. Boeri. “Aplicabilidad de Modelos Matemáticos Para Simular la Nucleación de Partículas de Grafito en Fundición Esferoidal de Pequeños Espesores”. Materia, Vol. 8, N° 2 (2003), pp. 50-60.
3. T. Skaland, Q. Grong. “Nodule Distribution in Ductile Iron”. AFS Transactions, Vol 56 (1991), pp 153-157.
4. G. Upadhyya, D. K. Banerjee, D. M. Stefanescu, J. L. Hill. “Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Structural Transitions: Chill Formation in Gray Iron”. AFS Transactions, Vol. 156 (1990), pp 699-706.
5. Zhao Haidong and Lui Baicheng. “Modeling of Stable and Metaestable Eutectic Transformation of Spheroidal Graphite Iron Casting”. ISIJ International, Vol 41, No 9, pp 986-991 (2001).
6. S. Lekakh, C.R., Loper Jr. “Improving Inoculation of Ductile Iron”. AFS Transactions (2003), pp 885-894.
7. Mampaey, Frans. “A Comparative Study of Nucleation in Lamellar and Spheroidal Graphite Cast Iron”. Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes V. The Minerals, Metals and Materials Society (1991), pp 403-410.
8. D. M. Stefanescu F. Martínez, I.G. Chen. “Solidification Behavior Hypoeutectic and Eutectic Compacted Graphite Cast Irons. Chilling Tendency and Eutectic Cells”. AFS Transactions, Vol. 16 (1983), pp 205-216.

9. B. K. Dhindaw, J. D. Verhoeven. "Inverse Chill and Nodular Graphite Formation in Synthetic Cast Irons Melted and Cast under Vacuum". Transactions of the Japan Institute of Metals, Vol. 24 No. 2 (1983), pp 71-80.
10. J. M. Csonka, E. C. Muratore, J. E. Woods. "Survey on Ductile Iron Practice". AFS Transactions, Vol. 165 (2002), pp 1099-1112.
11. W.J. Evans, S.F. Carter, J. F. Wallace. "Factors influencing the occurrence of Carbides in Thin Sections of Ductile Iron". AFS Transactions, pp 293-322 (1981).
12. C.R. Loper, A. Javaid. "Evaluation of Microstructural Factors Affecting Heavy-Section Ferritic DI Castings". AFS Transactions, Vol. 106 (1991), pp 543-549.
13. J. H. Doubrava, S. F. Carter Jr., J. F. Wallace. "The Influence of Processing Variables on the Matrix Structure and Nodularity of Ductile Iron". AFS Transactions, Vol. 48 (1981), pp 229-250
14. O. M. Suárez, R. D. Kendrick, C. R. Loper Jr. "Late Sulfur Additions to Post inoculated High- CE Ductile Iron Melts". AFS Transactions Vol. 13 (2000), pp 63-69.
15. G.M. Goodrich, D.P. Jones. "Factors Affecting Ductile Iron Nodule Count: A Literature Review". AFS Transactions (1994), pp1031-1037.
16. C.R.Loper, R.W.Heine "Dendritic Structure and Spiking in Ductile Iron". AFS Transactions (1994), pp 547-554
17. Stefanescu Doru Michael. "Critical Review of the Second Generation of Solidification Models for Castings: Macro Transport-Transformation Kinetics Codes". Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes V. The Minerals, Metals and Materials Society, (1993), pp 3-20.

18. E. Frás, W. Kapturkiewicz, H.F. López. “Macro and Micro Modeling of Solidification Kinetics of Castings”. AFS Transactions, (1992) pp 583-591.
19. G. Upadhyá, A. J. Paul. “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, Vol. 118 (1992). pp 925-933.
20. G. Peroza, E. Figuera, N. Rizzo, O. Sayago. “Diseño de Programa Computacional para Evaluar la Solidificación de Hierro Nodular Comercial” Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, (2005), 25 pp. 15-22.
21. F.J. Bradley. “On Micro-Modeling of Eutectic Ductile Iron Solidification”. Scripta Metallurgical et Materialia, Vol. 25 (1991), pp 2091-2096.
22. S.Chang, D. Shanguan, D.M. Stefanescu. “Prediction of Microstructural Evolution in SG Cast Iron from Solidification to Room Temperature”. AFS Transaction, (1991), pp 531-541.
23. L. Nastac, D. M. Stefanescu. “Prediction of Gray-to-White Transition in Cast Iron by Solidification Modeling”. AFS Transactions, Vol. 58 (1995), pp 329-336.
24. J. Lacaze, M. Castro and G. Lesoult. “Solidification of Spheroidal Graphite Cast Irons-II. Numerical Simulation”. Elsevier Science Ltd, Vol. 46, No 3 (1998), p.p. 997-1010.
25. M. I. Onsoien, O. Grong, O. Gundersen and T. Skaland. “A Process Model for the Microstructure Evolution in Ductile Cast Iron: Part I. The Model”. Metallurgical and Materials Transactions A, Vol 30A April (1999), pp 1053.

26. M. I. Onsqien, Q. Grong, Q. Gundersen and T. Skaland. “A Process Model for the Microstructure Evolution in Ductile Cast Iron: Part II. Applications of the Model”. Metallurgical and Materials Transactions, Vol 30A April (1999), pp 1069.
27. Karl Martin Pedersen, Niels Tiedje. “Nucleation and solidification of thin walled ductile iron- Experiments and numerical simulation”. Materials Science and Engineering A 413-414, (2005), pp 358-362.
28. E. P. Box, George. “Statistics for Experimenters. An Introduction to Design, Data Analysis, and Model Building”. John Wiley & Sons. U.S.A. (1978).
29. S. C. Chapra. Métodos Numéricos para Ingenieros, Mc. Graw-Hill/ Interamericana de México, S.A. de C.V. (1988).