



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

---

---

FACULTAD DE QUÍMICA

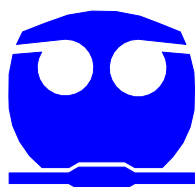
ANÁLISIS DE LA TENDENCIA A LA FORMACIÓN DE EUTÉCTICO METAESTABLE  
DURANTE LA SOLIDIFICACIÓN DE HIERRO GRIS

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE:  
MAESTRA EN INGENIERÍA  
INGENIERÍA QUÍMICA  
(ÁREA MATERIALES, METALURGIA)

P R E S E N T A:  
I.Q.M. CLAUDIA FLORES VARGAS

TUTOR:  
Dr. CARLOS GONZÁLEZ RIVERA





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. Arturo Juárez Hernández (CIATEQ).

Secretario: Dr. Marco Aurelio Ramírez Argáez (FQ-UNAM).

Primer Vocal: Dr. José Alejandro García Hinojosa (FQ-UNAM).

Segundo Vocal: Dr. Bernardo Fabián Campillo Illanes (CCF-UNAM).

Tercer Vocal: M. en Ciencias Sergio García Galán (FQ-UNAM).

Sitio donde se desarrolló el tema:

Facultad de Química, Departamento de Ingeniería Metalúrgica,  
Edificio D, Ciudad Universitaria, UNAM, México D. F.

## **TUTOR DE TESIS**

---

Dr. Carlos González Rivera

---

# AGRADECIMIENTOS

A la **UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO** ¡¡¡Cómo no te voy a querer!!!

A la **Dirección General de Asuntos del Personal Académico** de la UNAM, por haber financiado la etapa final de la experimentación como parte del Proyecto IN101206

Al Dr. Carlos González Rivera, asesor de este trabajo por su tolerancia, paciencia, amistad y confianza para desarrollar este proyecto.

A los miembros del jurado por sus valiosas observaciones para mejorar este trabajo.

A los especialistas del área de Metalurgia por la ayuda prestada durante el desarrollo experimental del presente trabajo: IQM Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco, IQM Ignacio Beltrán Piña, M en C Sergio García Galán, IQM Gerardo Arámburo Pérez.

Al Dr. José Alejandro, Adrián Amaro, Juan Manuel, Arturo Sánchez, Antonio H., Claudia, Juan S., Carlitos, Agustín, Darío, Héctor V., Eduardo T., Luis Soto, Arturo O., Mauro y todos aquellos que han hecho agradable la vida en el Edificio D y fuera de él. Gracias por su invaluable amistad y apoyo.

A Adrian Manuel Amaro por su entrega y creatividad para desarrollar el trabajo experimental.

A Arturo, Mauro, Humberto, Iván, Roberto y todos aquellos que colaboraron en el desarrollo experimental de este trabajo compartiendo el trabajo en el Laboratorio de Fundición.

---

# DEDICATORIAS

A mi madre: Felisa Vargas Sánchez-Hernández  
*In memoriam †*

A mi padre: Guillermo Flores Zempoalteca

Gracias por todo

---

## DEDICATORIAS

A mis hermanos: Guillermina, Concha, Rosendo, Silvia, Carmen, Víctor, Guillermo, Antonio, Verónica, Daniel y Patricia por su apoyo y ejemplo.

A mis sobrinas por brillar y sonreír a la vez.

A Juan Manuel Ramírez Vélez, por todo.

A Camilo y Camelia por sus ladridos y compañía.

A Otto y sus hermanitos perros por sus besos de cachorro.

Al Dr. Francisco Esparza Herrada, por compartir su conocimiento y amor.

A los que ya no están.

|   |           |
|---|-----------|
| <b>OBJETIVOS.....</b>   | <b>1</b>  |
| <b>CAPÍTULO 1: ANTECEDENTES.....</b>                                      | <b>2</b>  |
| CARACTERÍSTICAS GENERALES.....  | 2         |
| COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LOS HIERROS COLADOS.....                           | 4         |
| SOLIDIFICACIÓN DE LAS FUNDICIONES GRISES.....                             | 5         |
| ANÁLISIS DE LAS CURVAS DE ENFRIAMIENTO.....                               | 10        |
| MICROMACROMODELADO APLICADO AL ESTUDIO DEL BLANQUEADO DE HIERRO GRIS..... | 11        |
| <b>LISTA DE SÍMBOLOS.....</b>   | <b>16</b> |
| <b>CAPÍTULO 2: MODELADO.....</b>  | <b>17</b> |
| MODELO.....   | 17        |
| TRANSFERENCIA DE CALOR (MACROSCÓPICO).....                                | 17        |
| DISCRETIZACIÓN DEL SISTEMA.....   | 20        |
| TIPIFICACIÓN DEL SISTEMA.....   | 20        |
| NODO ÚNICO TIPO 1.....  | 21        |
| FAMILIA NODAL M.....  | 22        |
| NODO ÚNICO TIPO 2.....  | 22        |
| FAMILIA NODAL S.....  | 23        |
| NODO ÚNICO TIPO 3.....  | 24        |
| GENERACIÓN DEL SISTEMA DE ECUACIONES Y RESOLUCIÓN.....                    | 25        |
| CINÉTICA DE SOLIDIFICACIÓN (MODELO MICROSCÓPICO).....                     | 26        |
| SOLIDIFICACIÓN.....   | 27        |
| <b>CAPÍTULO 3: EXPERIMENTACIÓN.....</b>                                   | <b>33</b> |
| APLICACIÓN DEL DISEÑO ESTADÍSTICO DE EXPERIMENTOS.....                    | 33        |
| DESARROLLO EXPERIMENTAL.....  | 35        |
| I. TERMOPARES Y MOLDES.....   | 35        |
| II. FABRICACIÓN DEL HIERRO EUTÉCTICO.....                                 | 35        |
| III. OBTENCIÓN DE CURVAS DE ENFRIAMIENTO.....                             | 36        |
| IV. OBTENCIÓN DE MUESTRAS Y PREPARACIÓN METALOGRAFICA.....                | 37        |
| <b>CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN.....</b>                            | <b>39</b> |
| RESULTADOS DEL MODELO.....  | 58        |
| EFFECTO DE LA INOCULACIÓN.....  | 59        |
| COMPARACIÓN DE LAS CURVAS EXPERIMENTALES CON LAS SIMULADAS.....           | 60        |
| PREDICCIÓN MICROESTRUCTURAL.....  | 63        |

|   |                  |
|---|------------------|
| <u>EFFECTO DE LA INOCULACIÓN SOBRE LA FORMACIÓN DE PSEUDOLEDEBURITA .....</u> | <u>63</u>        |
| <u>PROPUESTA FENOMENOLÓGICA .....</u>   | <u>64</u>        |
| <b><u>CONCLUSIONES.....</u></b>   | <b><u>70</u></b> |
| <b><u>ÍNDICE DE FIGURAS .....</u></b>   | <b><u>72</u></b> |
| <b><u>BIBLIOGRAFÍA.....</u></b>   | <b><u>74</u></b> |



---

## RESUMEN

Las aleaciones multicomponentes de Fe-C-Si tienen gran importancia en la Industria de la fundición debido a que su producción es de gran interés en la elaboración de diversas piezas comerciales de uso automotriz, en piezas de maquinaria, pistones, tambores de frenos, engranajes, cilindros de máquinas de vapor, monoblocks, cilindros de enfriamiento de aire, bombas, válvulas, entre otros. Es por esto que a lo largo de los años se han implementado diferentes metodologías para conocer de manera precisa la fenomenología del proceso de solidificación de estas aleaciones, teniendo como resultado una disminución en el rechazo de piezas elaboradas por fundición debido a la formación del microconstituyente eutéctico llamado ledeburita.

Durante el proceso de solidificación se pueden presentar dos eutécticos:

- Si la solidificación ocurre según el diagrama metaestable Fe-Fe<sub>3</sub>C, se forma la fase eutéctica blanca austenita ( $\gamma$ ) y cementita (Fe<sub>3</sub>C), formando la ledeburita.
- Si la solidificación sigue el diagrama estable hierro-carbono-grafito (para que esto ocurra se requiere una cantidad significativa de silicio), resulta el eutéctico gris, austenita-grafito( $\gamma$ -grafito).

Dependiendo de la composición química, la rapidez de enfriamiento y el tratamiento del metal líquido, también es posible producir un eutéctico mixto gris-blanco llamado estructura moteada o atruchada. Los dos tipos básicos de eutéctico son muy diferentes, las propiedades mecánicas como la resistencia, ductilidad y dureza varían en intervalos muy grandes como función del tipo y la cantidad de eutéctico formado.

De acuerdo a parámetros cinéticos y termodinámicos reportados en la literatura, la velocidad de crecimiento del microconstituyente ledeburita ( $\gamma$ -Fe<sub>3</sub>C) es de  $V=2.5 \times 10^{-5} \cdot \Delta T^2$  m/s, mientras la velocidad de crecimiento del eutéctico estable ( $\gamma$ -C(grafito)) es de  $V=8.65 \times 10^{-8} \cdot \Delta T^2$  m/s, donde  $\Delta T$  representa el subenfriamiento. Las velocidades de crecimiento previamente citadas indican que mientras se lleva a cabo la solidificación del eutéctico del hierro gris, existe una competencia entre la formación de los dos eutécticos, siendo el eutéctico metaestable el que presenta mayor velocidad de crecimiento, por lo que en cualquier momento de la solidificación es termodinámicamente posible la formación de ledeburita. Debido a ello es necesario analizar los parámetros y variables que promueven la formación del microconstituyente ledeburita, el cual repercute de manera desfavorable

en las propiedades ingenieriles de las fundiciones. Una herramienta para llevar a cabo este objetivo es el análisis de las curvas de enfriamiento, el cual nos proporciona la evolución de la historia térmica de un hierro gris durante su enfriamiento y solidificación.

De lo anterior resulta claro que si se es capaz de simular, bajo condiciones específicas de proceso a la curva de enfriamiento, así como la evolución de las temperaturas eutécticas estable y metaestable operantes en el líquido remanente, es posible predecir la presencia o ausencia del blanqueado. Asimismo es posible predecir el efecto de cambios en las condiciones de proceso sobre la tendencia al blanqueado en hierro gris de composición específica.

Cabe subrayar que la formación de estos dos eutécticos depende básicamente de la composición química del metal, de la velocidad de enfriamiento y del tratamiento del metal líquido, cuyos efectos pueden ser simulados mediante modelos matemáticos, lo cual resulta en una disminución de tiempo y costos.

En este trabajo se pretende determinar bajo qué condiciones del proceso se favorece la presencia del microconstituyente metaestable pseudoledeburita, mediante la fabricación de barras cilíndricas de hierro gris de composición eutéctica colados en moldes de arena sílica. La experimentación se llevó a cabo en base a un diseño estadístico de experimentos factorial completo, considerando como variables la temperatura de colada, el diámetro de la pieza y el nivel de inoculación. Se realiza un análisis metalográfico para determinar la variación microestructural 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. Como parte de este trabajo, se desarrolló un macromicromodelo de solidificación con la finalidad de verificar si 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.

---

## OBJETIVOS

- Establecer mediante un diseño experimental factorial los efectos del cambio en los parámetros de proceso: inoculación, diámetro de la pieza y temperatura de colada sobre la tendencia a la formación del microconstituyente pseudoledeburita desde un punto de vista general así como a nivel local en piezas cilíndricas de hierro gris.
- Elaborar un modelo mecanístico determinístico que acople la transferencia de calor con la cinética de solidificación de hierro gris, que permita predecir los efectos de las variables mencionadas sobre la tendencia al blanqueado en la aleación bajo estudio.
- Analizar los resultados experimentales y los simulados con la finalidad de establecer una propuesta fenomenológica que explique las causas de los efectos experimentales encontrados.

---

# CAPÍTULO 1: ANTECEDENTES

En el contexto del desarrollo tecnológico de nuevos materiales las aleaciones base hierro, y en particular las del sistema hierro-carbono-silicio, tienen diferentes aplicaciones en la industria, por lo que es de gran importancia el conocimiento y control de su proceso de fabricación así como el de las microestructuras producidas después de la solidificación.

## CARACTERÍSTICAS GENERALES

Los hierros colados son aleaciones multicomponentes basadas en el sistema ternario Fe-C-Si ricas en carbono, que en estado sólido muestran una cantidad considerable de microconstituyente eutéctico. Durante la solidificación y en función de las condiciones presentes, se pueden formar dos tipos de eutéctico:

- Si la solidificación ocurre según el diagrama metaestable Fe-Fe<sub>3</sub>C, se presenta el microconstituyente eutéctico compuesto de austenita ( $\gamma$ ) y cementita (Fe<sub>3</sub>C) o eutéctico blanco.
- Si la solidificación sigue el diagrama estable Fe-G, se presenta el microconstituyente eutéctico compuesto de austenita ( $\gamma$ ) y grafito (G) o eutéctico gris, lo que requiere la presencia de silicio como agente grafitizante.

Los dos tipos de eutéctico son muy diferentes. Las propiedades mecánicas como la resistencia, ductilidad y dureza varían en intervalos muy grandes como función del tipo y de la cantidad de eutéctico formado. Dependiendo de la composición química, rapidez de enfriamiento y tratamiento del metal líquido es posible producir un eutéctico mixto gris-blanco llamada estructura moteada o atruchada.

Las aleaciones del sistema hierro-carbono con contenido mayor al 2% de C son conocidas como fundiciones o hierros colados. El diagrama hierro-carbono (Figura 1.1) tiene dos sistemas superpuestos, uno termodinámicamente estable que corresponde al hierro-grafito y otro

termodinámicamente metaestable que corresponde al hierro-cementita. A continuación se describen las fases y microconstituyentes presentes en el diagrama.

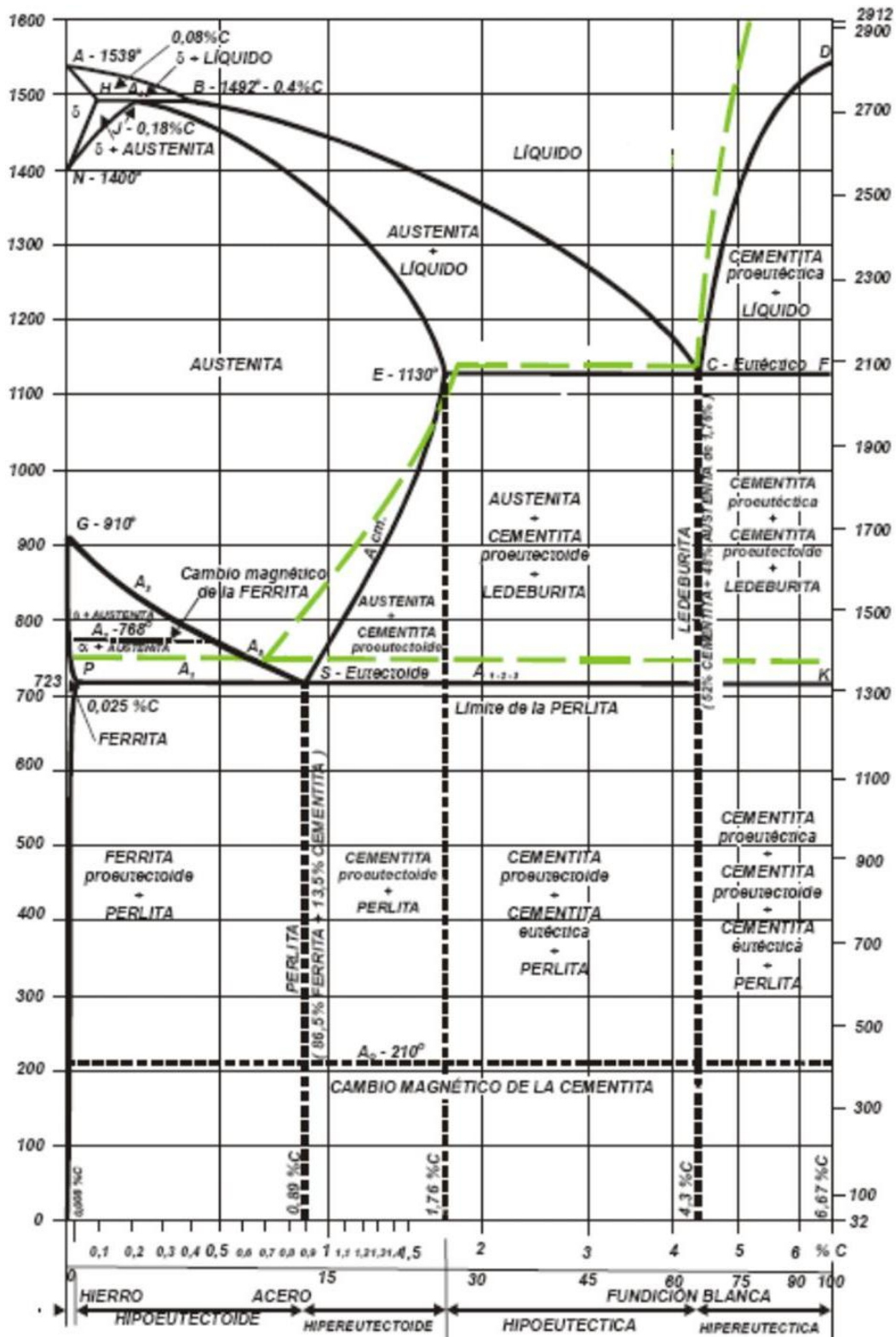


Figura 1.1 Diagrama Fe-C y Fe-Fe<sub>3</sub>C.

**Austenita.** Es una solución sólida intersticial de carbono disuelto en hierro  $\gamma$  (FCC). Su máxima solubilidad es del 2% de C. Generalmente no es estable a temperatura ambiente, salvo bajo ciertas condiciones especiales. Se denomina como  $\gamma$ .

**Ferrita.** Es una solución sólida intersticial con una pequeña cantidad de carbón disuelta en hierro  $\alpha$  (BCC). La máxima solubilidad que tiene es 0.025% de C a temperatura eutectoide mientras a temperatura ambiente disuelve 0.008% de C. Se denomina como  $\alpha$ .

**Cementita o carburo de hierro.** Es un compuesto típicamente duro y frágil de baja resistencia tensil, pero de alta resistencia compresiva. Es la estructura más dura que aparece en el diagrama. Su estructura cristalina es ortorrómbica, contiene 6.67% de C en peso y su fórmula química es  $\text{Fe}_3\text{C}$ .

**Perlita.** Nombre que recibe la mezcla eutectoide que contiene 0.8% de C y se forma a temperatura eutectoide en enfriamiento lento. Es una mezcla muy fina tipo laminar de ferrita y cementita.

**Ledeburita.** Mezcla eutéctica de austenita y cementita. Contiene 4.3% de C y se forma a temperatura eutéctica.

## COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LOS HIERROS COLADOS

En las fundiciones ferrosas el carbono puede presentarse en forma elemental como partículas de grafito precipitadas o combinado cuando está formando cementita,  $\text{Fe}_3\text{C}$ . En los análisis químicos convencionales el elemento que se reporta es carbono total, y tanto la forma como la distribución de las partículas que contienen carbono sin combinar, influyen notablemente sobre las propiedades físicas, químicas y mecánicas de las fundiciones. El grado de grafitización se define mediante la siguiente relación:

$$\% \text{ Carbono Total} = \% \text{ Carbono Grafitico} + \% \text{ Carbono Combinado}$$

Cuando hay grafitización completa el porcentaje de carbono total es igual al porcentaje de carbono precipitado como grafito, por lo tanto, si no hay grafitización el porcentaje de carbono precipitado como grafito es igual a cero.

A consecuencia de los efectos de los elementos contenidos normalmente en una fundición (Tabla.1.1)<sup>1</sup>, se utilizan ciertos parámetros que permiten determinar si las aleaciones multicomponentes son eutécticas, hipoeutécticas o hipereutécticas. Los elementos contenidos generalmente en las fundiciones de hierro son silicio, manganeso, fósforo y azufre.

Tabla. 1.1 Composiciones químicas típicas de las fundiciones de hierro.

| Fundición            | %C      | % Si    | %Mn      | %S        | %P        | Mg residual |
|----------------------|---------|---------|----------|-----------|-----------|-------------|
| Fundición Blanca     | 1.8-3.6 | 0.5-1.3 | 0.25-0.3 | 0.06-0.2  | 0.06-0.18 |             |
| Fundición Gris       | 2.5-4.0 | 1.0-3.0 | 0.4-1.0  | 0.05-0.25 | 0.05-1.0  |             |
| Fundición Nodular    | 3.0-4.0 | 1.8-2.8 | 0.15-0.8 | 0.03 máx. | 0.10 máx. | 0.04-0.07   |
| Fundición Vermicular | 3.1-4.0 | 1.7-3.0 | 0.1-0.6  | 0.01-0.02 | 0.06 máx. | 0.013-0.22  |

Es importante resaltar que la mayoría de las propiedades de las fundiciones está relacionada con la cantidad y tipo de eutéctico presente. Este hecho está relacionado a factores como la solubilidad del carbono en el líquido a la temperatura del grafito eutéctico y a la solubilidad del carbono en la austenita a la temperatura eutéctica. Por lo tanto, es importante conocer la medida de la eutecticidad de las aleaciones hierro-carbono-silicio descritas por el porcentaje de carbono equivalente %CE o el índice de saturación en carbono  $S_c$ . Estos dos parámetros miden qué tan cerca está de la composición eutéctica un determinado análisis químico de las aleaciones del sistema hierro-carbono-silicio. Por ello, la aleación es eutéctica cuando tiene un valor de 4.3% de CE y el índice de saturación es 1.

El carbono equivalente está dado por<sup>2</sup>:

$$\%CE = \%C + \frac{\%Si + \%P}{3}$$

El índice de saturación de carbono en el líquido eutéctico por<sup>3</sup>:

$$S_c = \frac{\%C}{4.23 - \frac{\%Si}{3.2} - 0.725\%P}$$

## SOLIDIFICACIÓN DE LAS FUNDICIONES GRISES

Una forma de explicar el proceso de solidificación es mediante curvas de enfriamiento donde se representan las variaciones de temperatura dentro de un material, como función del tiempo durante el cual se está enfriando. La solidificación eutéctica se caracteriza porque a partir del líquido de composición eutéctica, de manera simultánea y cooperativa, forma dos fases sólidas (la austenita y el grafito) para producir celdas eutécticas. Cada celda eutéctica crece de manera radial debido a que el grafito en forma de placas sufre ramificaciones ocasionadas por maclaje<sup>4</sup>. El tamaño, la forma, la

orientación y la distribución de las láminas de grafito afectan las propiedades mecánicas del material. Estas características morfológicas del grafito eutéctico dependen de los siguientes factores: grado de nucleación, temperatura de solidificación y velocidad de enfriamiento.

El proceso de solidificación controla y define la microestructura, la morfología y la distribución del grafito, que juntas determinan la calidad de las fundiciones. La morfología más deseable es la de tipo A, que presenta una distribución de hojuelas uniforme (Figura 1.2). A temperaturas subeutécticas, la microestructura está formada por celdas de grafito laminar rodeadas de austenita de composición eutéctica. Cuando las hojuelas o láminas son largas, gruesas y poco ramificadas, indican que hubo un subenfriamiento limitado, donde se presentó el más bajo estado de energía superficial posible durante la solidificación.

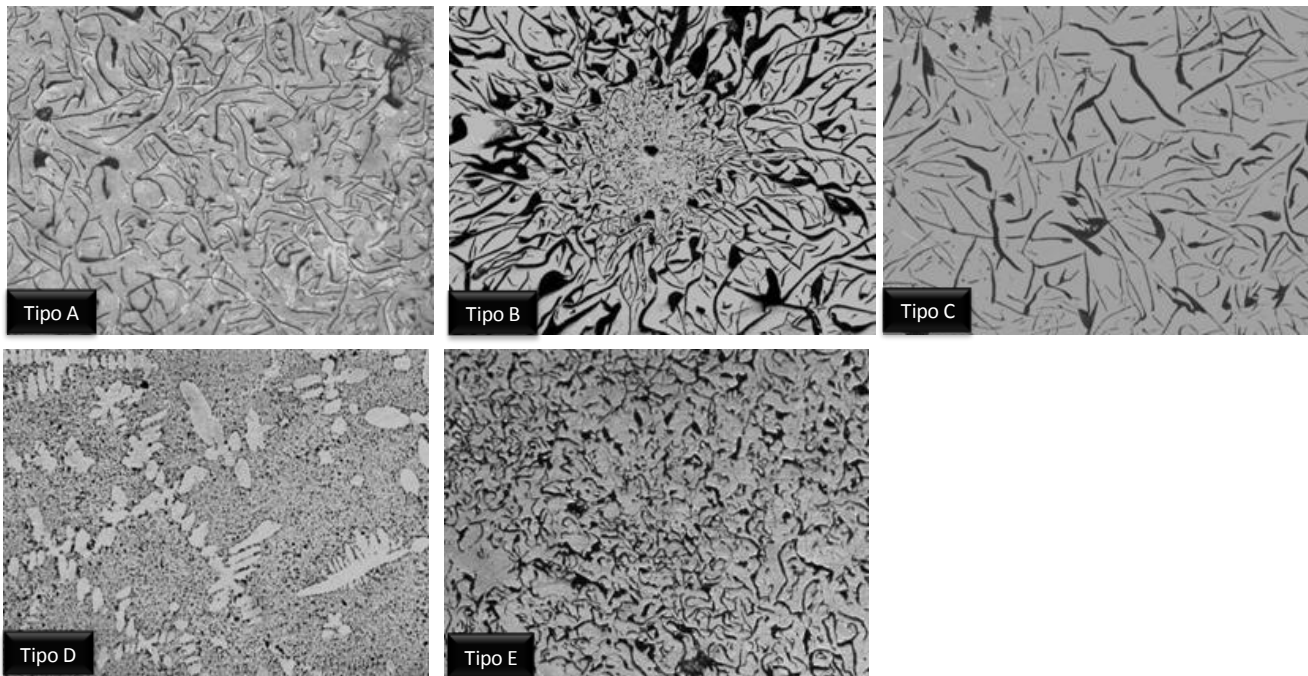


Figura 1. 2 Tipos de grafito que se presentan en los hierros grises.

Las láminas de grafito tipo B (Figura 1.2) se producen durante la solidificación de una aleación de composición eutéctica cuando la velocidad de enfriamiento es mayor a la anterior y, por lo tanto, se crea un mayor subenfriamiento cinético. Al iniciarse la solidificación eutéctica se observa un arresto térmico seguido de un incremento de temperatura, es decir, se presenta recalcancia<sup>5</sup> (Figura 1.3-b). A mayor subenfriamiento mayor es la fuerza motriz para la nucleación del grafito y, en consecuencia, se presentan más sitios de nucleación. Si la recalcancia produce un calentamiento del



líquido remanente hasta una temperatura muy cercana a la temperatura del eutéctico estable ( $T_{EE}$ ), el líquido puede solidificar con grafito parecido al grafito tipo A y austenita.

Las láminas de grafito tipo D (Figura 1.2) se producen cuando es mayor la velocidad (Figura 1.3-c), donde el subenfriamiento es lo suficientemente grande como para generar un alto valor del subenfriamiento cinético, de manera que la evolución del calor latente de solidificación es insuficiente para producir aumento en la temperatura del líquido remanente hasta la temperatura del eutéctico estable. De esta manera se produce una microestructura de grafito tipo D, lo que indica que el calor latente evolucionado fue absorbido por el líquido remanente. Como no es necesario transportar el calor latente fuera del sistema, el tiempo para la difusión está limitado por la solidificación rápida, lo que significa que el grafito eutéctico tiende a crecer en cualquier dirección hacia donde puedan añadirse con mayor facilidad los átomos de carbono; en consecuencia, se producen láminas onduladas de grafito que son finas y altamente ramificadas.

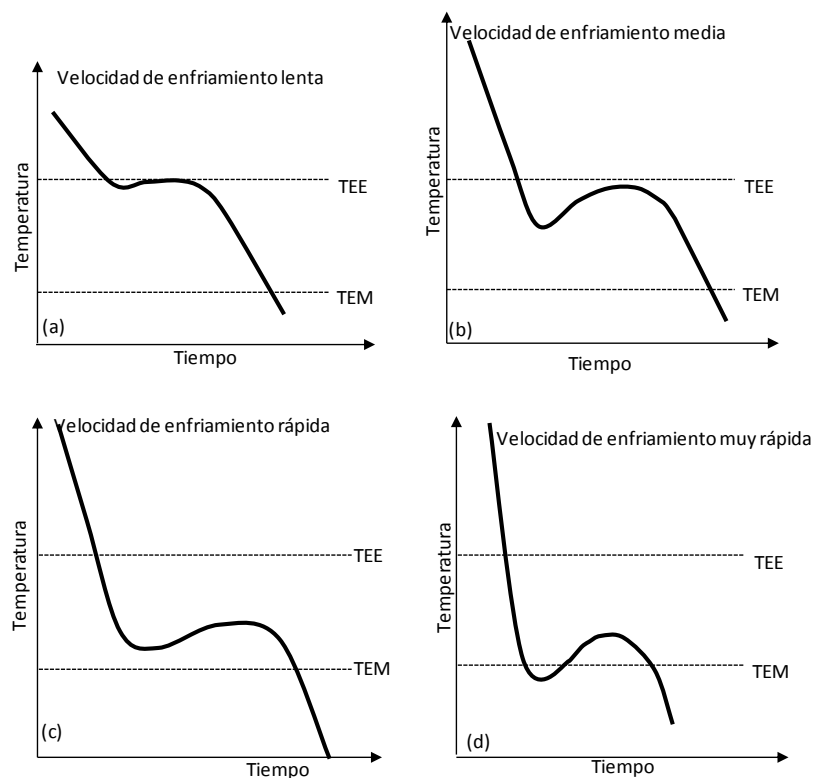


Figura 1. 3 Representación gráfica de las curvas de enfriamiento que corresponden a diferentes velocidades.

Las láminas de grafito tipo E (Figura 1.2) son similares al grafito tipo A en cuanto al tamaño y forma. Las diferencias radican en que el tipo E se localiza en áreas interdendríticas distribuidas según

un patrón establecido, mientras que el tipo A se distribuye al azar. El grafito tipo E se produce en hierros que contienen un gran número de dendritas, como son los de bajos contenidos de carbono equivalente, bajos valores de índice de saturación de carbono o en fundiciones producidas por adiciones que favorecen la formación de dendritas (Figura 1.2-c).

Las láminas de grafito tipo C (Figura 1.2), características de la solidificación primaria que corresponden a fundiciones hipereutéticas, se le denomina grafito *Kish*. Cuando la velocidad de enfriamiento es tan elevada que conduce a grandes subenfriamientos cinéticos hasta temperaturas menores a la del eutéctico metaestable,  $T_{EM}$ , en vez de solidificar el eutéctico con grafito se producirá eutéctico con carburo; es decir, solidificará ledeburita (Figura 1.3-d). Una vez que el líquido se ha subenfriado cinéticamente hasta una temperatura menor a la del eutéctico metaestable, la cinética de la reacción eutéctica permite en un breve periodo de tiempo la formación de gran cantidad de carburo en el eutéctico; en consecuencia, el calor latente de solidificación que ha evolucionado produce un aumento en la temperatura del líquido remanente, lo que dificulta mantener las condiciones para suprimir la reacción eutéctica con grafito. De este modo se producen microestructuras completamente blancas donde el subenfriamiento cinético ha sido muy severo, rodeadas de áreas moteadas con estructura mixta donde el subenfriamiento ha sido menos severo, y un área completamente blanqueada debido a que el subenfriamiento no se ha extendido por debajo de la temperatura del eutéctico metaestable. La microestructura del grafito en las áreas moteadas y en las adyacentes grises es predominantemente del tipo D (Figura 1.4)<sup>6</sup>.

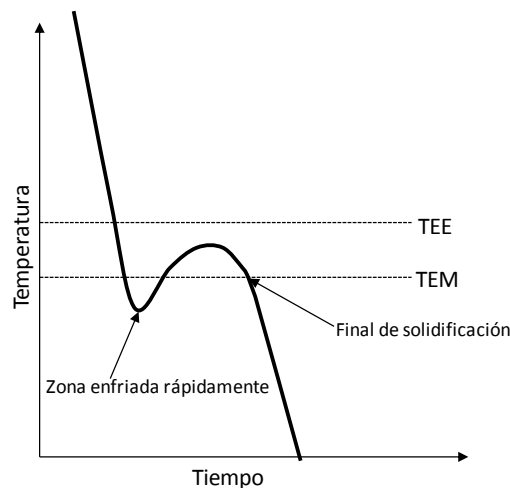


Figura 1. 4 Condiciones de enfriamiento bajo las que se presenta una estructura moteada o atruchada y una zona completamente gris, debido al subenfriamiento.

La variación en la morfología del grafito con respecto a su localización dentro de la pieza está asociada a la manera en que el calor latente de solidificación modifica localmente los gradientes térmicos actuantes, lo cual eventualmente puede provocar una reducción en el subenfriamiento y por ende en la velocidad de crecimiento del eutéctico estable modificando la morfología de grafito tipo D al tipo A.

Los carburos formados por enfriamiento rápido (*chill*) se producen durante las primeras etapas de la solidificación, cuando la cristalización ocurre bajo condiciones de metaestabilidad. Las fundiciones de hierro más susceptibles de producir carburos por enfriamiento rápido son las de bajos carbono equivalente, o cuando se presentan valores bajos de índice de saturación de carbono y aquellas en donde las condiciones de nucleación del grafito sean inadecuadas.

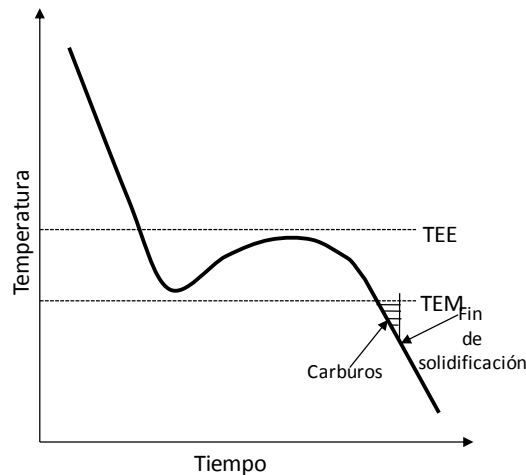


Figura 1. 5 Condiciones de enfriamiento bajo las que se favorece la presencia de carburos.

La presencia o ausencia de carburos puede ser determinada mediante la composición química y el control del proceso de solidificación. Cuando los carburos se forman durante las últimas etapas de la solidificación (Figura 1.5), se presentan en las regiones intercelulares y pueden ser originados a causa de enfriamiento rápido o a una severa segregación de elementos aleantes promotores de la formación de carburos<sup>7</sup>. En consecuencia, la ledeburita se puede formar al inicio de la solidificación bajo el efecto de grandes subenfriamientos iniciales formando ledeburita primaria o bien en el último líquido en solidificar en la pieza formando ledeburita secundaria.

## 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<sup>8</sup>. Su importancia radica en el hecho de que los cambios en la tendencia mostradas 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 hipoeutéctico es posible distinguir cinco etapas (Figura 1.6):

1. Enfriamiento del líquido.
2. Solidificación de la fase primaria.
3. Solidificación simultánea de la fase primaria y el eutéctico.
4. Solidificación del eutéctico.
5. Enfriamiento del sólido.

De las cinco etapas mostradas en la curva de enfriamiento es importante considerar y definir los siguientes puntos de interés:

- a) Temperatura de solidificación al equilibrio (TIS): determinada por la composición de la aleación y que en el caso de la aleación hipoeutéctica, cuya curva de enfriamiento se muestra en la Figura 1.6, corresponde a la Temperatura liquidus ( $T_L$ ).
- b) Temperatura correspondiente al subenfriamiento máximo (TSM): representa el máximo subenfriamiento que alcanza la aleación líquida antes de que se presente la recalcancia.
- c) Temperatura eutéctica TE.
- d) 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 cinética de crecimiento eutéctico.
- e) 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:

- f) tiempo de inicio de solidificación ( $t_{is}$ ).
- g) tiempo de inicio de solidificación eutéctica ( $t_{ise}$ ).
- h) tiempo final de máximo subenfriamiento ( $t_{mse}$ )
- i) tiempo de recalentamiento máximo ( $t_{rm}$ ).
- j) tiempo final de solidificación ( $t_{fs}$ ).
- k) tiempo total de solidificación ( $t_{ts}$ ) definido como  $t_{ts}=t_{fs}-t_{is}$ .

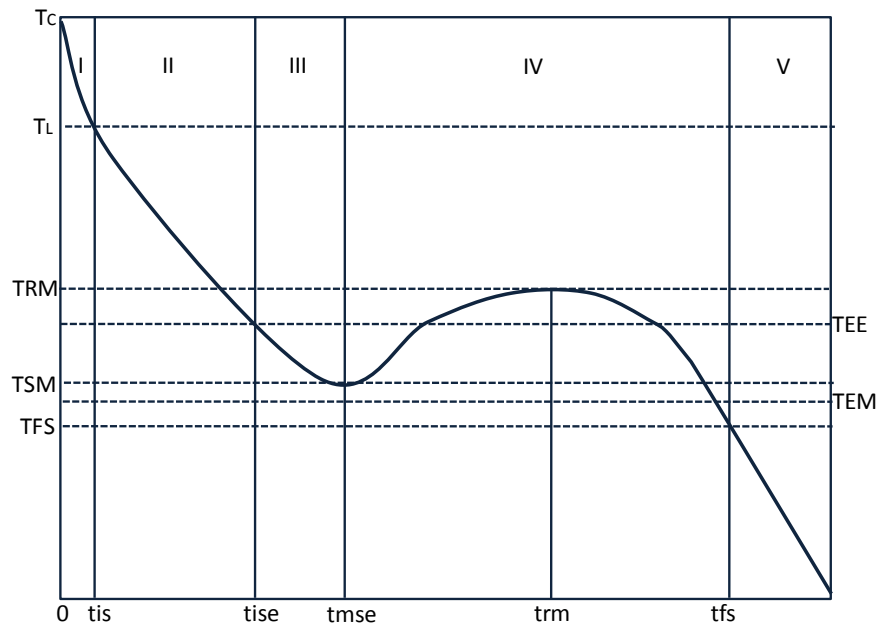


Figura 1. 6 Temperaturas y tiempos característicos de un hierro gris hipoeutéctico.

## MICROMACROMODELADO APLICADO AL ESTUDIO DEL BLANQUEADO DE HIERRO GRIS

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<sup>9</sup>.

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.

**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.

**Nivel microscópico** (microestructural), del orden de m a mm, 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.

**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, 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 el 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<sup>10, 11, 12</sup>.

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. Cuando la principal transformación de fase es la solidificación, se conocen con el nombre de macromicromodelos de solidificación<sup>12, 13, 14,15</sup>.

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 las leyes de nucleación y crecimiento del microconstituyente en formación<sup>16,17,18,19</sup>.

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 calculan 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  $10^4$ .

En cuanto al modelado del fenómeno de blanqueado en hierros colados, fue Oldfield<sup>20</sup> quien en 1966 desarrolló un modelo por computadora que podía calcular las curvas de enfriamiento de hierro con grafito laminar. Su artículo incluía muchas innovaciones incluyendo leyes parabólicas con constantes derivadas experimentalmente para la nucleación y el crecimiento de granos eutécticos esféricos, la corrección para el choque de un grano contra otro y contra la pared, y un modelo para el flujo de calor a través de un cilindro. También se publicó la validación con base en experimentos. El modelo de Oldfield es la base incuestionable de los avances actuales en el modelado por computadora de la evolución microestructural durante la solidificación.

En 1973 Stefanescu continuó con el trabajo de Oldfield<sup>21</sup>, usando un modelo analítico para el transporte de calor y un procedimiento con paso de tiempo para generar las curvas de enfriamiento. Stefanescu y Trufinescu<sup>22</sup> estudiaron los efectos de los inoculantes en las curvas de enfriamiento y las constantes de nucleación. En 1978 Aizawa<sup>23</sup> utilizó el modelo de Oldfield para examinar la influencia de la nucleación y las constantes de rapidez de crecimiento en hierros con grafito laminar y esferoidal.

El siguiente desarrollo significativo en este campo pertenece a Fredriksson y Svensson<sup>24</sup>, quienes combinaron un modelo analítico para la transferencia de calor con una ley parabólica de crecimiento para el hierro gris y hierro blanco, difusión del carbón a través de una cáscara de  $\gamma$  para el hierro nodular, y un modelo para la forma cilíndrica del grafito compacto. Fueron los primeros en introducir la aproximación de Johnson-Mehl para el choque entre granos esféricos.

Al mismo tiempo y usando procedimientos similares, Stefanescu y Kanetkar<sup>24</sup> incluyeron en el modelo la solidificación primaria y eutéctica, así como la transformación eutectoide, calculando por primera vez la microestructura a temperatura ambiente.

Las contribuciones para mejorar los modelos se deben a varios investigadores. Lacaze et al.<sup>25</sup> modificaron la ecuación del balance de masa en el modelo de difusión del carbón para el hierro nodular e incluyendo el cálculo del fin de la austenita eutéctica. Fras et al.<sup>26</sup> mejoraron el modelo de la difusión del carbón solucionando el caso de difusión no estacionaria, incluyendo la difusión en el líquido, considerando el sistema ternario Fe-C-Si.

El siguiente reto significativo de interés industrial fue la predicción de la transición gris-blanco (TGB). Fredriksson et al.<sup>27</sup> y Stefanescu y Kanetkar<sup>28</sup> se aproximaron en 1986: incluyendo las fases estable y metaestable en el cálculo de la fracción sólida era posible obtener las fracciones sólidas de los eutécticos gris y blanco. La ecuación básica era:

$$f_s = 1 - \exp \left[ -\frac{4}{3} (N_G r_G^3 + N_{Fe_3C} r_{Fe_3C}^3) \right]$$

donde N es el número de granos y r es su radio.

El primer modelo resuelto por el Método de Diferencias Finitas (MDF) que encajó la cinética de solidificación y el transporte de energía para hierro con grafito esferoidal fue propuesto en 1985 por Su et al.<sup>29</sup>. Utilizaron el modelo de nucleación de Oldfield, crecimiento controlado por difusión del carbón a través de una cáscara de  $\gamma$ , realizado una validación contra experimentos. No fue sino hasta 1991 que este modelo se extendió hasta temperatura ambiente por Chang et al.<sup>30</sup>, quienes



modelaron la transformación  $\gamma \rightarrow \alpha$  como una transformación de enfriamiento continuo en base a una validación con trabajo experimental.

La primera tentativa de utilizar un modelo numérico para predecir la TGB pertenece a Stefanescu y Kanetkar<sup>31</sup>, quienes en 1987 desarrollaron un modelo de simetría axial por MDF implícito de transporte de calor acoplado con la descripción de la cinética de la solidificación de los eutécticos estable y metaestable. Validaron las predicciones modelo haciendo pruebas con barras de hierros colados.

Algunos años más adelante, Nastac y Stefanescu<sup>32</sup> produjeron un modelo completo de MDF para la predicción de la TGB, que fue incorporado en ProCast. El modelo incluyó la nucleación y el crecimiento de las fases estable y metaestable considerando la microsegregación. El modelo demostró fenómenos tales como la influencia de la segregación del silicio en el intervalo  $T_{EE}-T_{EM}$  para los hierros grises y blancos, así como la influencia de la rapidez de enfriamiento y la cantidad de silicio en las transiciones gris a blanco y blanco a gris.

Mampaey<sup>33</sup> incluyó el flujo de fluidos en los cálculos de transporte, comparó los resultados de la simulación con los experimentales y demostró la influencia del molde en la distribución final de la cantidad de nódulos. También ilustró el cambio del centro térmico y la reducción de la temperatura radial y las diferencias cuando se incluye el flujo.

Fras et al.<sup>34</sup> se basaron en un balance de energía intercambiada por el sistema durante la solidificación de una cuña de hierro colado en un molde de arena, para obtener una expresión analítica que relacionara la tendencia al blanqueado del hierro gris con los procesos de nucleación y crecimiento asociados con los microconstituyentes eutécticos grafito y cementita. Lo más relevante de este trabajo radica en que el modelo propuesto es capaz de explicar los efectos de diferentes parámetros de proceso sobre la tendencia al blanqueado del hierro gris. Entre estos parámetros se encuentran la composición química del baño metálico, la práctica de inoculación, el tiempo de permanencia en la olla y la temperatura de colada. Se resalta la importancia de una buena práctica de inoculación para disminuir la tendencia al blanqueado. Cabe señalar que de esta referencia se concluye que un incremento en la temperatura de recalcancia máxima durante la solidificación implica una reducción en la tendencia al blanqueado, lo que está de acuerdo con lo planteado en las referencias anteriormente mencionadas. Es por esta razón y por consideraciones de facilidad de obtención de resultados experimentales reproducibles, que se elige en este proyecto a la temperatura de recalcancia máxima como indicador de la tendencia al blanqueado.

- 
- <sup>1</sup> Stefanescu, Doru Michael. *CASTING*. Metals Handbook. Vol. 15, 9<sup>th</sup> Edition, pp. 168-181, 1988.
- <sup>2</sup> Shea, M. M. *AFS Transactions*. Vol. 86, pp. 7-12, 1978.
- <sup>3</sup> Elliott, R. *Cast Iron Technology*. Butterworths, 1988.
- <sup>4</sup> Ruff, G. F. and J. F. Wallace. *AFS Transactions*. Vol. 85, pp. 167-178. 1977.
- <sup>5</sup> Evans, W. J. and A. Hetke. *AFS Transactions*. Vol. 89, pp. 277-292. 1981.
- <sup>6</sup> Janowak, F. and R. B. Gundlach. *AFS Transactions*. Vol. 90, p. 117. 1982.
- <sup>7</sup> Ekpoom, N. and R.W. Heine. *AFS Transactions*. Vol. 89, pp. 27 – 38. 1991.
- <sup>8</sup> Stefanescu, D. M.; Martínez, F. and I. G. Chen. “Solidification Behavior Hypoeutectic and Eutectic Compacted Graphite Cast Irons. Chilling Tendency and Eutectic Cells”. *AFS Transactions*. Vol. 16, pp. 205-216. 1983.
- <sup>9</sup> Stefanescu, D. M. “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. pp. 3-20. 1993.
- <sup>10</sup> Fras, E.; Kapturkiewicz, W. and H. F. López. “Macro and Micro Modeling of Solidification Kinetics of Castings”. *AFS Transactions*. pp. 583-591. 1992.\*\*
- <sup>11</sup> Upadhy, G. and 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, pp. 925-933. 1982.
- <sup>12</sup> Peroza, Gladys; Figuera, Eisten; Rizzo, Norberto y Omar Sayago. “Diseño de Programa Computacional para Evaluar la Solidificación de Hierro Nodular Comercial”, *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*. Vol. 25, pp. 15-22. 2005.
- <sup>13</sup> Haidong, Zhao 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.
- <sup>14</sup> Bradley, F. J. “On Micro-Modeling of Eutectic Ductile Iron Solidification”. *Scripta Metallurgical et Materialia*. Vol. 25, p.p. 2091-2096. 1995.
- <sup>15</sup> Chang, S.; Shanguan, D. and D. M. Stefanescu. “Prediction of Microstructural Evolution in SG Cast Iron from Solidification to Room Temperature”. *AFS Transaction*. pp. 531-541. 1991.
- <sup>16</sup> Nastac, L. and D. M. Stefanescu. “Prediction of Gray-to-White Transition in Cast Iron by Solidification Modeling”. *AFS Transactions*. Vol. 58, pp. 329-336. 1995.
- <sup>17</sup> Lacaze, J.; Castro, M. and G. Lesoult. “Solidification of Spheroidal Graphite Cast Irons-II. Numerical Simulation”. *Elsevier Science*. Vol. 46, No. 3, pp. 997-1010. 1998.
- <sup>18</sup> Onsoien, M. I.; Grong, O.; Gundersen, O. and T. Skaland. “A Process Model for the Microstructure Evolution in Ductile Cast Iron: Pop. art I. The Model”. *Metallurgical and Materials Transactions*. Vol. 30A, april 1999. p. 1053.
- <sup>19</sup> Onsoien, *et. alt. Op. cit.*, p. 1069.
- <sup>20</sup> Aizawa, T. *Imono*. No. 50, p. 33. 1978.
- <sup>21</sup> Stefanescu, D. M. *Dissertation*. Polytechnic Institute of Bucharest, 1973.
- <sup>22</sup> Stefanescu, D. M. and S. Trufinescu. *Z. Metall.* No. 9 p. 610. 1974.
- <sup>23</sup> Fredriksson, H. and L. Svensson, en: Fredriksson, H. and M. Hillert (Eds.) *The Physical Metallurgy of Cast Iron*. Ed. Elsevier, pp. 273–284. 1985.
- <sup>24</sup> Stefanescu, D. M. and C. Kanetkar, en: Srolovitz D. J. (Ed.) *Computer Simulation of Microstructural Evolution*. The Metallurgical Society. Warrendale, PA, pp. 171–188. 1985.
- <sup>25</sup> Lacaze, J.; Castro, M.; Selig, C. and G. Lesoult, en: Rappaz, M. *et. alt.* (Eds.) *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes V*. The Metallurgical Society, Warrendale, PA, pp. 473–478. 1991.
- <sup>26</sup> E. Fras, W. Kapturkiewicz, A.A. Burbielko, in: M. Croos, J. Campbell (Eds.), *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VII*, The Metallurgical Soc., Warrendale, PA, 1995, pp. 679–686.
- <sup>27</sup> H. Fredriksson, J.T. Thorgrimsson, I.L. Svensson, in: H. Fredriksson (Ed.), *State of the Art of Computer Simulation of Casting and Solidification Processes*, Les Editions de Physique, Les Ulis, France, 1986, pp. 267–275.

- 
- <sup>28</sup>D.M. Stefanescu, C.S. Kanetkar, in: H. Fredriksson (Ed.), *State of the Art of Computer Simulation of Casting and Solidification Processes*, Les Editions de Physique, Les Ulis, France, 1986, pp. 255–266.
- <sup>29</sup>K.C. Su, I. Ohnaka, I. Yamauchi, T. Fukusako, in: H. Fredriksson, M. Hillert (Eds.), *The Physical Metallurgy of Cast Iron*, Elsevier, 1985, pp. 181–189.
- <sup>30</sup>S. Chang, D. Shangguan, D.M. Stefanescu, *Metall. Trans.* 22A (1991) 915
- <sup>31</sup>D.M. Stefanescu, C.S. Kanetkar, *AFS Trans.* (1987) 139–144
- <sup>32</sup>L. Nastac, D.M. Stefanescu, *AFS Trans.* 103 (1995) 329–337
- <sup>33</sup>F. Mampey, in: G. Lesoult, J. Lacaze (Eds.), *Physical Metallurgy of Cast Iron V*, Scitec Publications, Switzerland, 1997, pp. 73–88
- <sup>34</sup> E. Frás, M. Górný and H.F. López “The transition from grey to white Cast Iron during Solidification: Part I. Theoretical Background”, *Metallurgical and Materials Transactions*, 36A-11, pp.3075. 2005

---

## CAPÍTULO 2: MODELADO

En este capítulo se presenta el desarrollo del macromicromodelo que permite simular las curvas de enfriamiento (historia térmica) así como la cinética del proceso de solidificación de las fundiciones eutécticas de hierro gris coladas en moldes de arena. En este modelo se implementó un programa de cómputo en lenguaje Q Basic empleando valores de propiedades termofísicas y parámetros cinéticos de solidificación, reportados en fuentes bibliográficas.

### MODELO

El modelo elaborado consta de dos partes, la primera considera la transferencia de calor entre el metal y el molde así como el enfriamiento y solidificación de la aleación (macroscópica); la segunda determina la cinética de solidificación con base en leyes de nucleación y crecimiento, considerando que el crecimiento de los granos presenta en un momento dado la colisión de unos con otros, dificultando su crecimiento al final de la solidificación, efecto conocido como empalmamiento.

### TRANSFERENCIA DE CALOR (MACROSCÓPICO)

El sistema considerado para el desarrollo del modelo consiste de un cilindro infinitamente largo de aleación eutéctica de hierro gris rodeado de un molde de arena sílica (Figura 2.1), lo cual indica que el sistema bajo estudio sólo intercambia calor unidireccionalmente en el sentido radial. En el desarrollo del modelo se consideraron las simplificaciones siguientes:

- El llenado del molde es instantáneo.
- Durante el llenado no se generan corrientes convectivas.
- La temperatura del metal líquido al tiempo cero es igual a la temperatura de colada.
- El molde se encuentra a temperatura ambiente.

Inicialmente, la barra de metal se encuentra en estado líquido a la temperatura de colada; el molde se encuentra a temperatura ambiente y, a causa de los gradientes térmicos se presenta la

transferencia de calor del metal hacia el molde. De este modo es predominante el mecanismo de transferencia de calor por conducción.

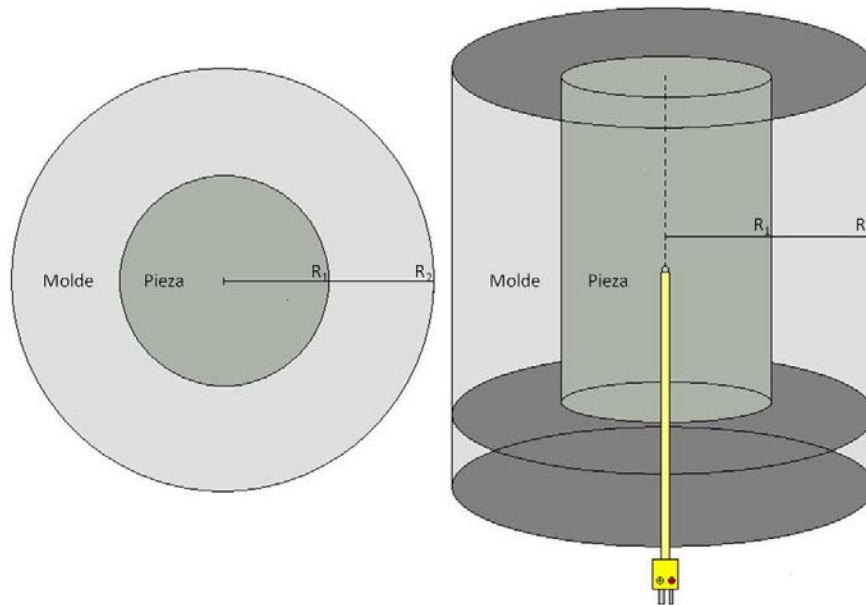


Figura 2. 1 Esquema del sistema de estudio.

Se considera que la conservación de energía en el sistema metal-molde se representa mediante la ecuación general de conducción, considerando la liberación de calor latente de solidificación como resultado del cambio de fase en el dominio del metal y durante la solidificación. De acuerdo con lo anterior, para el dominio que involucra al metal esta ecuación se escribe como sigue:

$$\rho_i C p_i \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla [k_i \nabla T] + L_f \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (2.1)$$

El modelo considera transferencia de calor por conducción unidireccional en dirección radial así como las propiedades termofísicas constantes. La ecuación general de conducción para estas condiciones se expresa como:

$$\rho_i C p_i \frac{\partial T}{\partial t} = k_i \frac{1}{r} \left( r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + L_f \frac{\partial f_s}{\partial t} \quad (2.2)$$

Donde:  $L_f \frac{\partial f_s}{\partial t} = Q_s$  (2.3)

$Q_s$  es el término de generación de calor latente de solidificación y se determina a partir del modelo cinético de solidificación.

Las condiciones a la frontera consideradas para obtener una solución particular del sistema bajo estudio son:

En la intercara metal-molde,  $r = R_1$  (Figura 2.1)

$$k_m \frac{\partial T}{\partial r} = k_s \frac{\partial T}{\partial r} \quad (2.4)$$

En la intercara molde-medio ambiente, ( $r = R_2$  en la Figura 2.1)

$$-k_s \frac{\partial T}{\partial r} = h_\infty (T_{r=R_2} - T_\infty) \quad (2.5)$$

Las condiciones iniciales (Figura 2.1) consideran a la temperatura como una función de la posición radial y del tiempo:

$$\text{En el dominio del metal,} \quad 0 \leq r \leq R_1 : T(r,0) = T_c \quad (2.6)$$

Donde  $T_c$  es la temperatura del metal al llenar el molde.

$$\text{En el dominio del molde,} \quad R_1 < r < R_2 : T(r,0) = T_\infty \quad (2.7)$$

Donde  $T_\infty$  es la temperatura ambiente.

Para resolver la ecuación general de conducción se empleó el método de diferencias finitas, el cual involucra las siguientes etapas: discretización del sistema, tipificación del sistema, obtención de ecuaciones nodales, planteamiento de la solución numérica al sistema de ecuaciones generado y la implementación del algoritmo en un programa de cómputo.

## DISCRETIZACIÓN DEL SISTEMA

La discretización del sistema consiste en subdividir el sistema compuesto metal-molde en un conjunto de volúmenes de control denominados elementos nodales, donde además se consideran dos tamaños de malla ( $\Delta r$ ), uno para el dominio del metal ( $\Delta r_M$ ) y otro para el molde ( $\Delta r_S$ ), como se muestra en la Figura 2.2.

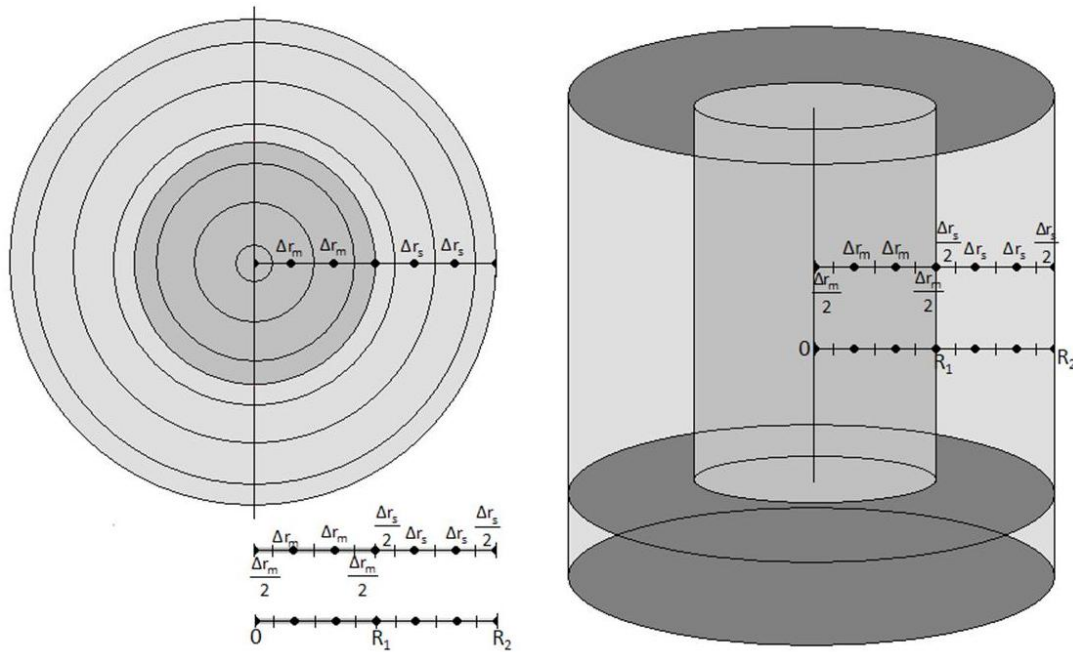


Figura 2. 2 Representación de la discretización del sistema para el metal y el molde de arena, (a) vista superior y (b) discretización del sistema.

## TIPIFICACIÓN DEL SISTEMA

La tipificación consiste en identificar entre los elementos nodales a los nodos únicos y a las familias nodales presentes dentro del sistema. 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. Se considera que el sistema está constituido por tres regiones o volúmenes de control de tipo único: el nodo o elemento ubicado en el eje de simetría, el nodo o elemento en la intercara metal/molde y el nodo o elemento que se encuentra en la intercara molde/medio ambiente. Se consideran además dos familias nodales, una que corresponde a los elementos de control ubicados en el seno del metal y otra para los que se encuentran en el seno de la arena del molde. Para cada caso se deducen las

ecuaciones correspondientes en base al balance de energía correspondiente a cada volumen de control.

### Nodo único Tipo 1

El nodo único Tipo 1 se ubica en el eje de simetría del molde, como se muestra en la Figura 2.3. Este nodo está representado por un cilindro sólido de metal, de altura unitaria (Ecuación 2.8).

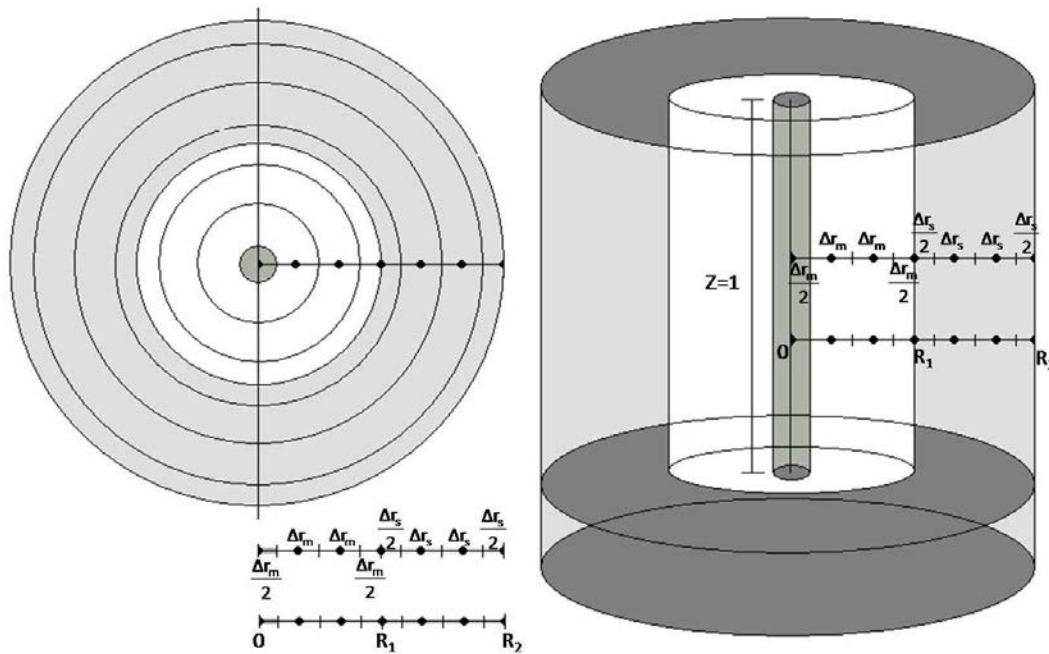


Figura 2. 3 Nodo único tipo 1.

$$\left\{ 1 + \frac{1}{4Fo_M} \right\} T'_i - T'_{i+1} = \frac{T_i}{4Fo_M} + \frac{\Delta H_f}{4Fo_M Cp_M} \Delta f_s \quad (2.8)$$

Donde  $Fo_M$  está dado por:

$$Fo_M = \frac{\alpha_M \Delta t}{\Delta r_M^2} \quad (2.9)$$



## Familia nodal M

Corresponde al seno del metal y está representada en la Figura 2.4 por dos círculos concéntricos marcados como  $\Delta r_m$  que corresponden a dos cilindros huecos de altura unitaria (Ecuación 2.10).

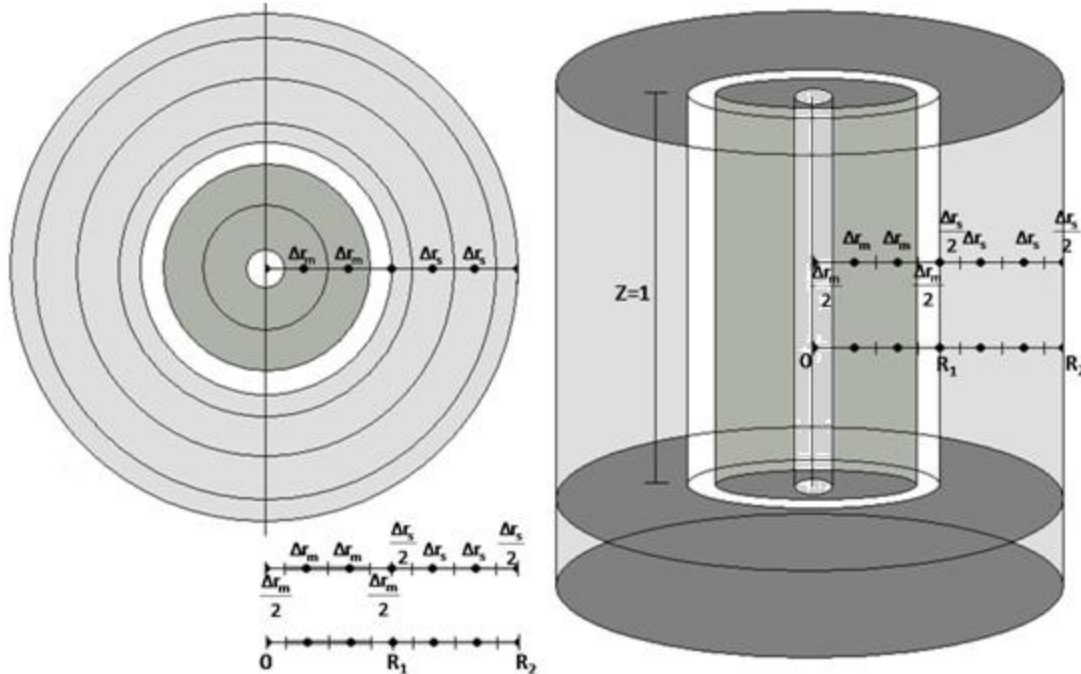


Figura 2. 4 Familia nodal M.

$$-\left(1 - \frac{1}{2i}\right)T'_{i-1} + \left\{2 + \frac{1}{4Fo_M}\right\}T'_i - \left(1 + \frac{1}{2i}\right)T'_{i+1} = \frac{T_i}{Fo_M} + \frac{\Delta H_f}{Fo_M Cp_M} \Delta f_s \quad (2.10)$$

## Nodo único Tipo 2

Corresponde a la intercara metal-molde (como se muestra en la Figura 2.5), y está constituido por un cilindro hueco de altura unitaria que presenta dos capas concéntricas de espesor  $\Delta r/2$ , una interior de metal y otra exterior de arena de moldeo (Ecuación 2.11).

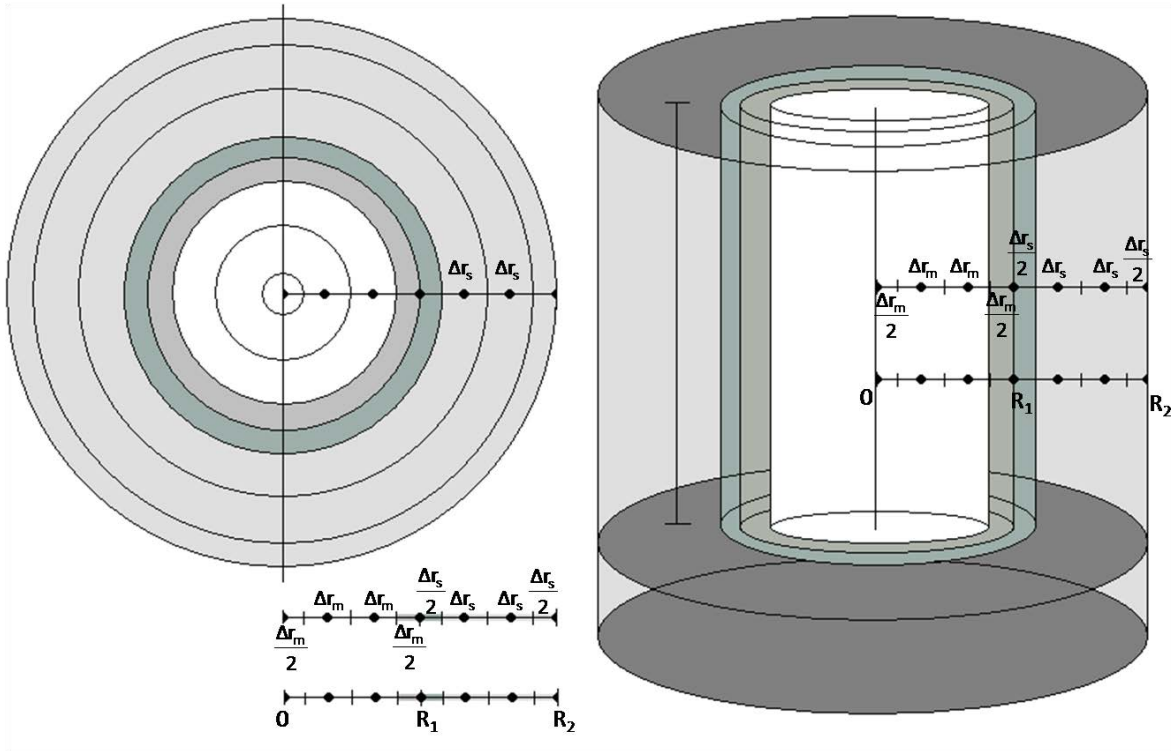


Figura 2. 5 Nodo único Tipo 2. Corresponde a la intercara Metal/Molde.

$$-\left\{ \frac{k_M \Delta t}{\Delta r_M} (\text{PAR1}) \left( 1 - \frac{1}{i} \right) \right\} T'_{i-1} + \left\{ 1 + (\text{PAR}) \Delta t \left[ \frac{k_M}{\Delta r_M} \left( 1 - \frac{1}{i} \right) + \frac{k_S}{\Delta r_S} \left( \frac{\Delta r_S}{i \Delta r_M} \right) \right] \right\} T'_i - \left\{ \frac{k_S \Delta t}{\Delta r_S} (\text{PAR1}) \left[ 1 + \frac{\Delta r_S}{i \Delta r_M} \right] \right\} T'_{i+1} = T_i + \rho_M \Delta H_f (\text{PAR1}) \Delta f_S \quad (2. 11)$$

Donde

$$\text{PAR1} = \frac{\alpha_S \alpha_M}{\alpha_M k_S \Delta r_S + \alpha_S k_M \Delta r_M} \quad (2. 12)$$

## Familia Nodal S

La familia nodal S corresponde al seno del molde de arena (Figura 2.6), donde se muestra la presencia de dos miembros de esta familia como dos círculos concéntricos marcados como  $\Delta r_s$  y que corresponden a dos cilindros huecos de altura unitaria constituidos por arena de moldeo (Ecuación 2.13).

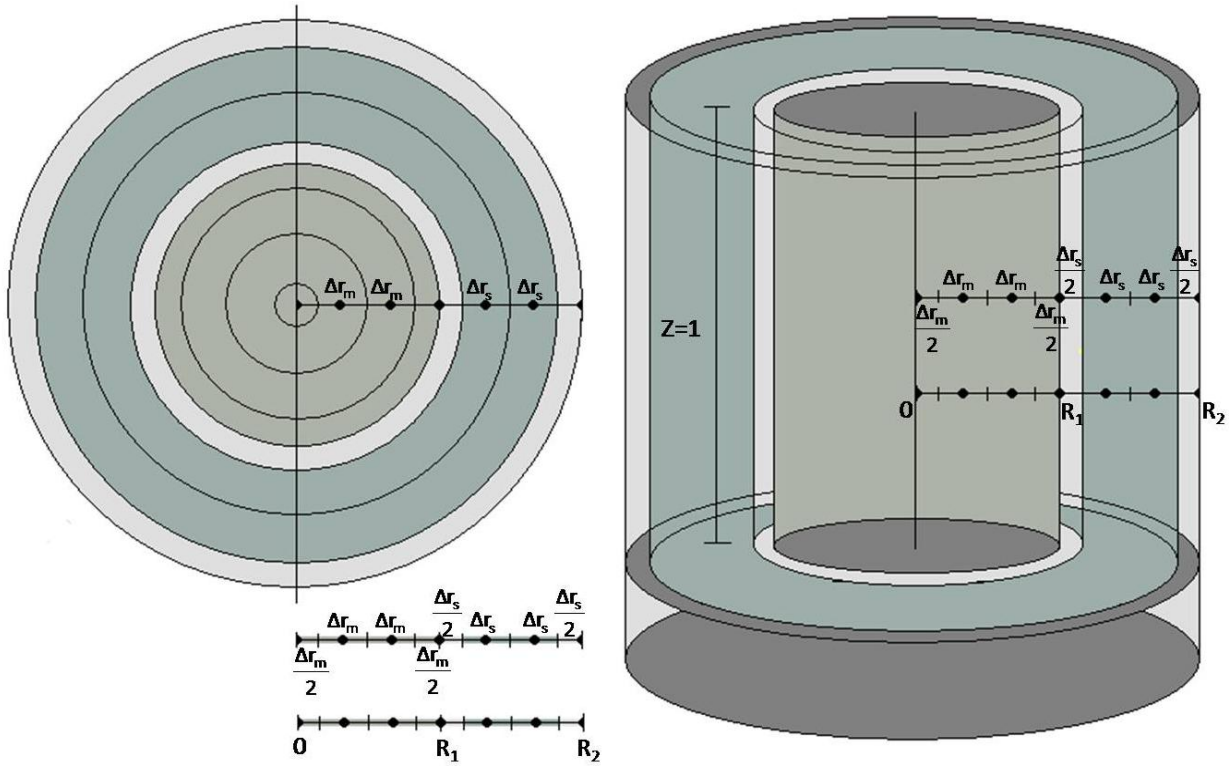


Figura 2. 6 Familia nodal S corresponde al seno del molde de arena.

$$-\left(1 - \frac{1}{2i}\right)T'_{i-1} + \left\{2 + \frac{1}{4Fo_s}\right\}T'_i - \left(1 + \frac{1}{2i}\right)T'_{i+1} = \frac{T_i}{Fo_s} \quad (2.13)$$

Donde:

$$Fo_s = \frac{\alpha_s \Delta t}{\Delta r_s^2} \quad (2.14)$$

### Nodo único Tipo 3

El elemento de control único Tipo 3 corresponde a la intercara Molde/Medio Ambiente (Figura 2.7). Está representado como un cilindro hueco de arena de moldeo de altura unitaria y con un espesor de  $\Delta r/2$  (Ecuación 2.15).

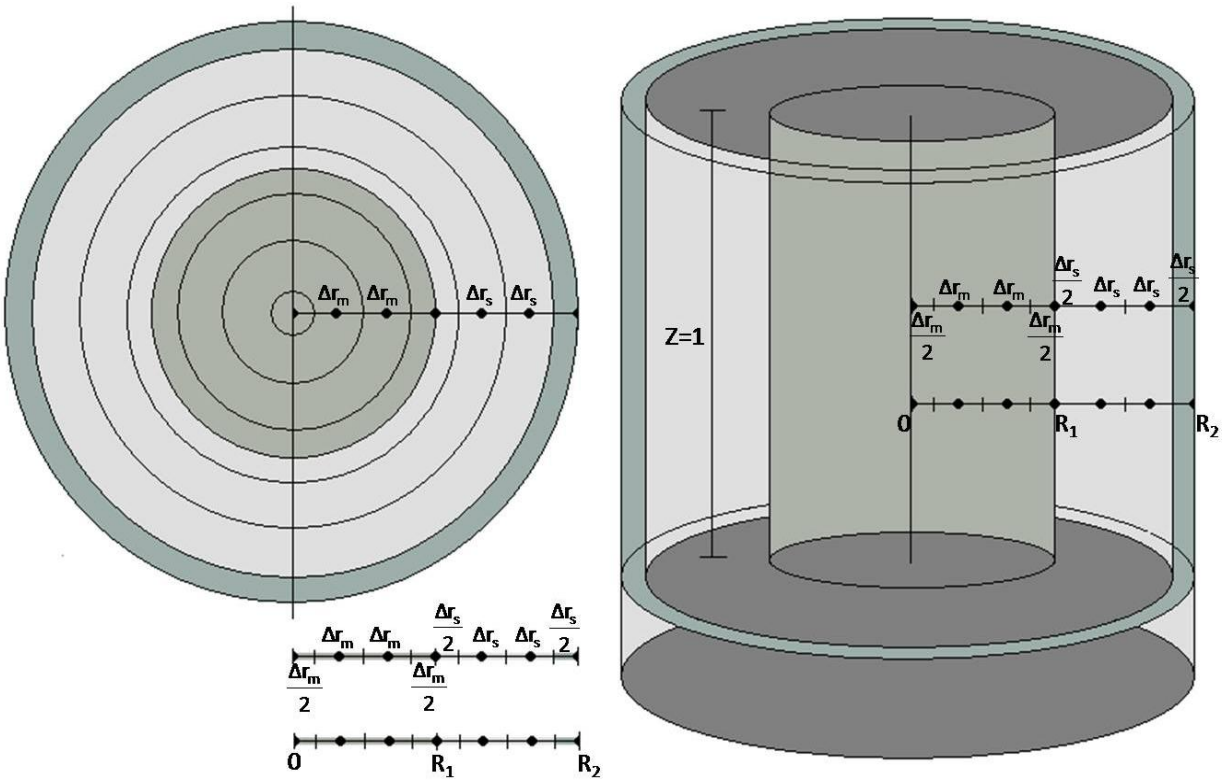


Figura 2. 7 Nodo único Tipo 3 corresponde a la intercara Molde/Medio Ambiente.

$$-\left(1 - \frac{1}{2i}\right) 2Fo_s T'_{i-1} + \left\{ 1 - 2Fo_s \left(1 - \frac{1}{2i}\right) + \frac{2h\infty\Delta t}{\Delta r_s \rho_s C p_s} \right\} T'_i = T_i + \frac{2h\infty\Delta t}{\Delta r_s \rho_s C p_s} \quad (2.15)$$

## GENERACIÓN DEL SISTEMA DE ECUACIONES Y RESOLUCIÓN

La generación del sistema de ecuaciones simultáneas sirve para calcular las nuevas temperaturas del sistema, que consiste en la barra de metal y el molde de arena durante el enfriamiento (solidificación). Es necesario considerar la discretización del sistema con las ecuaciones correspondientes a cada tipo de nodo y familia nodal así como la cinética de solidificación, que permite calcular la evolución de la fracción sólida, la cual se ocupa para calcular la nueva temperatura. El sistema de ecuaciones simultáneas está compuesto por una matriz de coeficientes multiplicada por un vector columna de las nuevas temperaturas (incógnitas), que da como resultado un vector columna de resultados.

El método de solución da como resultado un sistema de ecuaciones simultáneas con una matriz de coeficientes tridiagonal, que se resuelve para cada paso de tiempo empleando el algoritmo de Thomas; el ciclo se repite hasta el tiempo final de cálculo.

## CINÉTICA DE SOLIDIFICACIÓN (MODELO MICROSCÓPICO)

Durante la solidificación de las aleaciones eutécticas de hierro gris se pueden presentar dos tipos de eutéctico, el formado por austenita ( $\gamma$ ) y grafito (G) o bien el formado por austenita ( $\gamma$ ) y cementita ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). El modelo elaborado en este trabajo considera que el enfriamiento y solidificación de la aleación ocurre en tres etapas (Figura 2.8):

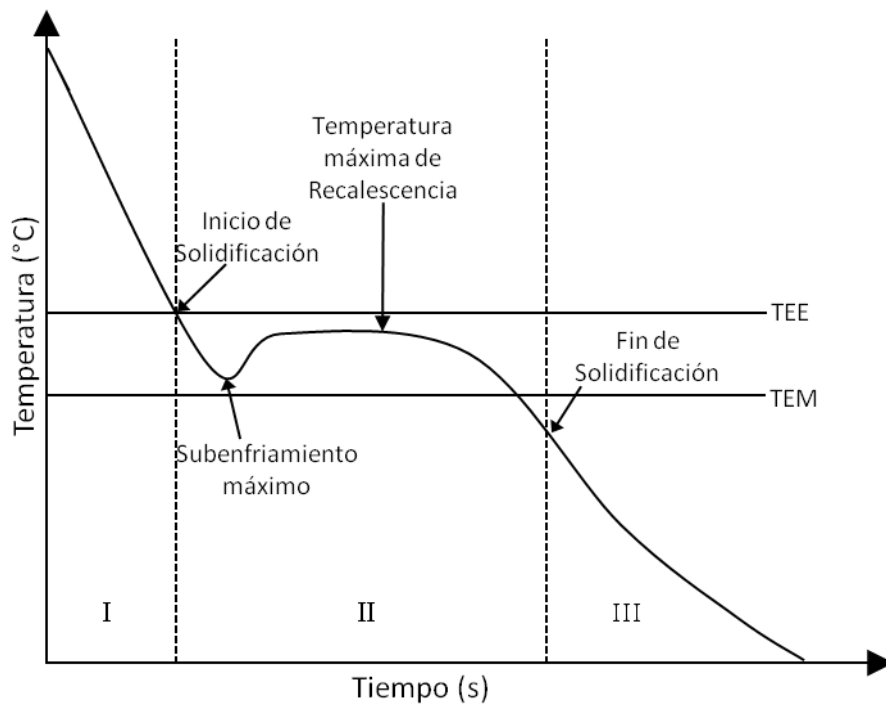


Figura 2.8 Etapas del proceso de enfriamiento y solidificación.

**Etapa I:** En esta se presenta el enfriamiento del líquido previo a la solidificación (se considera que existe llenado instantáneo del molde). La aleación líquida se enfría continuamente transfiriendo calor sensible hacia sus alrededores hasta alcanzar la temperatura eutéctica estable y eventualmente, si las condiciones locales lo permiten, la temperatura eutéctica metaestable.

**Etapa II:** En esta etapa el líquido alcanza la temperatura eutéctica estable (TEE) o la temperatura eutéctica metaestable (TEM) y sigue descendiendo, iniciando la nucleación y el crecimiento de granos equiaxiales dendríticos del microconstituyente estable. Eventualmente, la temperatura del líquido puede descender por debajo de la temperatura eutéctica metaestable (TEM), en cuyo caso se considera la formación de celdas eutécticas metaestables. Debido al calor latente liberado por la solidificación, la aleación alcanza en un momento dado el subenfriamiento eutéctico máximo y

posteriormente se presenta la recalcificación. Durante la recalcificación y en el momento en que el líquido remanente alcanza temperaturas superiores a la eutéctica metaestable, la formación de ledeburita deja de ser termodinámicamente posible. A continuación se alcanza la temperatura de recalcificación máxima y empieza a descender gradualmente hasta que el líquido empieza a disminuir su temperatura, hasta alcanzar en un momento dado temperaturas lo suficientemente bajas para permitir que el líquido remanente solidifique metaestablemente hasta el enfriamiento del sólido.

Las temperaturas de equilibrio por debajo de las cuales es termodinámicamente posible la solidificación del eutéctico estable (TEE) y del eutéctico metaestable (TEM), se calculan en función de la composición química del baño metálico<sup>1</sup>:

$$T_{EE} = 1154 + 4 (\%Si) - 2 (\%Mn) - 30 (\%P) \quad (2.16)$$

$$T_{EM} = 1148 - 15 (\%Si) + 3 (\%Mn) - 37 (\%P) \quad (2.17)$$

**Etapa III:** Esta etapa corresponde al enfriamiento de la aleación sólida hasta la temperatura ambiente.

## SOLIDIFICACIÓN

Para describir la solidificación que se lleva a cabo en la etapa II, se considera que hay crecimiento de una cantidad determinada de esferas sólidas de eutéctico estable  $\hat{N}$  (Número de núcleos por unidad de área), la cual se calcula a partir de un modelo de nucleación instantánea. Estos modelos consideran que todos los núcleos se forman en el momento en que el líquido subenfriado alcanza la temperatura de nucleación; el número de núcleos depende en gran medida de las condiciones experimentales. La expresión para calcular  $\hat{N}$  en el caso del microconstituyente eutéctico estable es la siguiente:

$$\hat{N} = \left[ a + b \frac{dT}{dt} \right]^2 \quad (2.18)$$

$$a = 628,200 \quad b = 3.818$$

$N_1$  es la cantidad de núcleos de eutéctico estable por unidad de volumen y está dada por:

$$N_1 = 0.87 \left[ (\hat{N}) \right]^{3/2} \quad (2.19)$$

Con esta ecuación (2.19) es posible calcular el número de núcleos activos como una función de las condiciones de enfriamiento para cada elemento de control comprendido en el metal líquido. En el caso del microconstituyente metaestable, se considera que  $N_2$  es el número de núcleos activos metaestables por unidad de volumen y que es diez veces mayor al calculado para la nucleación de las celdas eutécticas estables:

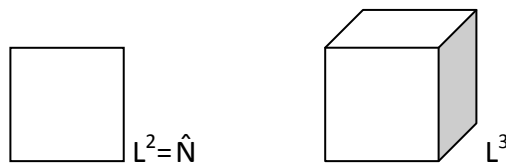
$$N_2 = 4.35 \left[ \widehat{N} \right]^{3/2} \quad (2.20)$$

Para incluir el efecto de la inoculación, el número de núcleos activos por unidad de volumen obtenido por las ecuaciones 2.18 y 2.19, que corresponden a la ausencia de inoculación, es multiplicado por un factor  $f$  que pretende introducir el efecto de la inoculación, incrementando el número de núcleos activos.

$$N_1 = f N_2 \quad (2.21)$$

El factor  $f$  se determino en base al siguiente razonamiento:

En el caso de ausencia de inoculación, considerando que en  $1 \text{ mm}^2$  hay 90 nódulos ( $L^2 = \hat{N}$ ), y que cada nódulo se considera como un sitio de nucleación, entonces en  $1 \text{ mm}$  ( $L$ ) hay 9.5 núcleos. Trasladando esto a volumen ( $L^3$ ), se tiene que en  $1 \text{ mm}^3$  hay 854 nódulos ( $N_1 = 854$ )



Cuando se presenta inoculación, el número de nódulos por  $\text{mm}^2$  es de 400; en  $1 \text{ mm}$  hay 20 y en  $1 \text{ mm}^3$  hay 8000 nódulos. ( $N_2 = 8000$ )

$$f = \frac{N_1}{N_2} \cong \frac{854}{8000} \cong 0.1 \quad (2.22)$$

$$N_2 \cong 10N_1 \rightarrow f \cong 10 \quad (2.23)$$

Lo anterior está fundamentado en el hecho de que un hierro nodular con inoculación presenta de 350 a 400 nódulos/ $\text{mm}^2$  y un hierro sin inocular presenta de 75 a 80 nódulos/ $\text{mm}^2$ . 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  $6.54 \times 10^{12}$  nódulos/m<sup>3</sup>, mientras que para el hierro nodular sin inocular se obtiene el valor de  $6.49 \times 10^{11}$  nódulos/m<sup>3</sup>. 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.

Los datos de núcleos activos se emplean en el micromodelo junto con los modelos de crecimiento para calcular la evolución de la fracción sólida.

Típicamente, un modelo que describa la solidificación eutéctica considera que hay un interbloqueo entre los granos durante su crecimiento en el volumen confinado de metal en que solidifica. Para contemplar éste hecho se emplea el modelo de Johnson-Mehl-Avrami, el cual supone que todos los granos que han nucleado se mantienen durante toda la solidificación. Dichos granos permanecen en la misma posición, es decir, no se considera flujo de fluidos en la aleación, y se asume que la morfología de los granos es esférica. Cabe señalar que conforme se desarrollan los granos, existirá entre ellos un interbloqueo de crecimiento, por lo que la fracción sólida efectiva estará afectada por el factor  $(1-f_s)$ , que multiplica a la velocidad de formación de sólido, la cual tiende a anularse conforme la fracción sólida tiende a la unidad. La ecuación de Johnson-Mehl permite incluir el efecto de interbloqueo entre granos y se expresa a continuación:

$$f_s = 1 - \exp\left(\left(-\frac{4}{3}\right)\pi N R^3\right) \quad (2.24)$$

$$\frac{\partial f_s}{\partial t} = (1 - f_s) \left(4 \pi N R^2 \frac{\partial R}{\partial t}\right) \quad (2.25)$$

$$\frac{\partial R}{\partial t} = \mu \Delta T^2 \quad (2.26)$$

En las ecuaciones principales del modelo Johnson-Mehl, donde  $f_s$  es la fracción solidificada en un volumen de control y considerando las interacciones entre los granos,  $R$  es el radio de un grano eutéctico,  $\partial f_s / \partial t$  es la velocidad de formación del sólido, y  $\partial R / \partial t$  es la velocidad de crecimiento de la



esfera sólida eutéctica de radio R, mientras  $\mu$  es una constante de crecimiento y  $\Delta T$  es el subenfriamiento eutéctico. La velocidad de crecimiento de cada esfera sólida es función del subenfriamiento eutéctico prevaleciente.

Como pueden presentarse durante la solidificación dos tipos de microconstituyentes se requiere de dos modelos de crecimiento, cada uno de ellos calculando la velocidad de crecimiento respectivo en función del coeficiente de crecimiento y el subenfriamiento asociado. Para el microconstituyente eutéctico estable, el modelo de crecimiento es:

$$\frac{dR_1}{dt} = \mu_1 \Delta T_1^2 \quad (2.27)$$

Donde el subenfriamiento  $\Delta T_1$  se calcula mediante la siguiente expresión:

$$\Delta T_1 = T_{EE} - T \quad (2.28)$$

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

Para el microconstituyente eutéctico metaestable el modelo de crecimiento es:

$$\frac{dR_2}{dt} = \mu_2 \Delta T_2^2 \quad (2.29)$$

Donde  $\Delta T_2$  es el subenfriamiento eutéctico metaestable, que se calcula mediante la expresión:

$$\Delta T_2 = T_{EM} - T \quad (2.30)$$

Donde  $T_{EM}$  es la temperatura eutéctica metaestable y T es la temperatura del líquido remanente.  $T_{EE}$  y  $T_{EM}$  son calculadas en función de la composición química siguiente:

Tabla 2. 1 Composición química.<sup>ii</sup>

| C    | Si    | Mn    | P     | S     | Cu    | Ni    | Cr    | V     |
|------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| 4.30 | 0.015 | 0.009 | 0.027 | 0.015 | 0.030 | 0.075 | 0.030 | 0.030 |

En este trabajo se considera que, eventualmente, existe crecimiento de eutéctico estable y metaestable, por lo que se requiere emplear la ecuación de Johnson-Mehl modificada para el caso de crecimiento simultáneo de dos microconstituyentes. Además, conforme la fracción sólida tiende a la unidad se incrementa la interacción que hay entre los granos en crecimiento, luchando por el espacio remanente disponible, lo cual provoca que al fin de la solidificación, cuando  $f_L = 1 - f_S$  tiende a cero, la velocidad de solidificación tienda a cero.

$$f_S \rightarrow 1; \quad \frac{\partial f_S}{\partial t} \rightarrow 0 \quad (2.31)$$

$$f_S = \frac{V_{\text{sólido}}}{V_{\text{Total}}} = \frac{4}{3} \hat{N} \pi R_1^3 + \frac{4}{3} \hat{N} \pi R_2^3 \quad (2.32)$$

$R_1 = \text{gris}$     $R_2 = \text{blanco}$

Se debe considerar el efecto de empalmamiento ( $1 - f_S$ ):

$$\frac{\partial f_S}{\partial t} = \left( 4\pi \hat{N} R_1^2 \frac{dR_1}{dt} (1 - f_S) \right) + \left( 4\pi \hat{N} R_2^2 \frac{dR_2}{dt} (1 - f_S) \right) \quad (2.30)$$

Durante esta etapa, en un periodo de tiempo determinado, el incremento en fracción sólida se puede determinar con la siguiente expresión:

$$\partial f_S = \left( 4\pi \hat{N} R_1^2 \partial R_1 (1 - f_S) \right) + \left( 4\pi \hat{N} R_2^2 \partial R_2 (1 - f_S) \right) \quad (2.31)$$

Esta ecuación se puede expresar:

$$\partial f_S = \left( \partial f_1^{\text{EX}} + \partial f_2^{\text{EX}} \right) (1 - f_S) \quad (2.32)$$

Resolviendo se obtiene:

$$\ln (1-f_s) = - \left[ \frac{4}{3} \pi \hat{N}_1 R_1^3 + \frac{4}{3} \pi \hat{N}_2 R_2^3 \right] \quad (2.33)$$

De tal manera que la fracción sólida instantánea durante esta etapa, tomando en cuenta la interacción entre los granos, está dada por:

$$f_s = 1 - \exp \left[ -f_{s_2}^{EX} - f_{s_1}^{EX} \right] \quad (2.34)$$

El incremento en fracción sólida durante esta etapa,  $\Delta f_s$  se puede obtener como la suma de dos contribuciones:

$$\Delta f_s = \Delta f_{s_2} + \Delta f_{s_1} \quad (2.35)$$

En la Tabla 2.1 se enlistan las propiedades termofísicas y los parámetros de crecimiento estable y metaestable obtenidos de la literatura y considerados en el modelo elaborado.

Tabla 2.1 Propiedades termofísicas y los parámetros de crecimiento estable y metaestable.<sup>36</sup>

| Parámetros y Unidades   | Valor  |
|---|--|
| Calor latente de grafito eutéctico, J/cm <sup>3</sup>                       | Le = 2028.8  |
| Calor latente de grafito austenita, J/cm <sup>3</sup>                       | Lγ = 1904.4  |
| Calor específico del metal líquido J/(Kg K)                                 | Cp = 916   |
| Calor específico del molde J/(Kg K)   | Cp = 1130  |
| Coefficiente de crecimiento de grafito eutéctico, cm/(°C <sup>2</sup> ·s)   | μ <sub>1</sub> = 6x10 <sup>-6</sup> (9.2 – 6.3%Si) |
| Coefficiente de crecimiento de cementita eutéctica, cm/(°C <sup>2</sup> ·s) | μ <sub>2</sub> = 2.5x10 <sup>-3</sup>              |
| Temperatura eutéctica estable (°C)  | TEE= 1154 +4 (%Si) -2 (%Mn) – 30 (%P)              |
| Temperatura eutéctica metaestable (°C)                                      | TEM= 1148 - 15 (%Si) + 3 (%Mn) – 37 (%P)           |
| Temperatura ambiente (°C)   | T <sub>∞</sub> =25                                 |
| Conductividad térmica de la arena W/(mK)                                    | Ks = 3   |
| Conductividad térmica del metal W/(mK)                                      | K <sub>M</sub> = 70                                |
| Densidad hierro líquido (g/cm <sup>3</sup> )                                | ρ = 7.0  |
| Densidad hierro del molde de arena (g/cm <sup>3</sup> )                     | ρ = 1.5  |
|   |  |

---

<sup>i</sup>K.G. Upadhya, D. K. Banerjee D.M. Stefanescu, J.L. Hill “Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Structural Transitions. Chill Formayion in Gray Iron”. *AFS Transactions*, pp. 699-706, Vol. 90-156

<sup>ii</sup>T. Kitsudou, T.Okabe,K. Fujita y Y. Nakayama “Effect of Graphite Morphology on Shrinkag Cavity Formation on Spheroidal Graphite iron Cast in Metal Mold”, Vol.29 (1989), No.9, pp.771-780

---

## CAPÍTULO 3: EXPERIMENTACIÓN

Este trabajo se propone establecer mediante un diseño experimental factorial, los efectos de la variación de los siguientes parámetros de proceso: temperatura de colada, nivel de inoculación y diámetro de la pieza sobre la tendencia a la formación del microconstituyente pseudoledeburita (blanqueado), considerando la pieza en su totalidad así como a nivel local en piezas cilíndricas de hierro gris.

En este capítulo se presenta el desarrollo del diseño estadístico de experimentos para generar la matriz experimental a partir de la cual se desarrollará esta etapa. Se incluye el procedimiento, técnicas de fusión y preparación metalográfica.

### APLICACIÓN DEL DISEÑO ESTADÍSTICO DE EXPERIMENTOS

El diseño estadístico de experimentos se emplea con el fin de averiguar cómo afectan diferentes condiciones de proceso resumidas por las condiciones prevalecientes para las variables independientes del proceso sobre la respuesta cuantitativa del mismo, ahorrando el número de experimentos requeridos. En vez de realizar cientos de experimentos para cada posible variable, el diseño estadístico de experimentos se usa como una herramienta para encontrar las variables independientes significativas. Las variables independientes son llamadas factores y las medidas de salida son llamadas respuestas. Una vez que la(s) respuesta(s) de interés ha(n) sido definida(s), se puede utilizar un diseño factorial, el cual establece cuántas ejecuciones o pruebas se deben realizar y qué nivel o valor utilizar para cada factor<sup>i</sup>.

El diseño factorial completo de dos niveles es un tipo de experimento que permite determinar el efecto combinado de factores múltiples en la respuesta del sistema. En este tipo de experimentos se definen los niveles alto y bajo para cada factor y, al ser un experimento factorial completo, se prueba cada combinación de grupo de factores.

En este trabajo se aplicó un diseño factorial completo en dos niveles [alto (+) y bajo (-)] y tres variables:  $2^3$ , con 2 réplicas y aleatorio. Se consideraron como variables a la temperatura de colada, el nivel de inoculación y el diámetro de la pieza, en dos niveles alto y bajo (Tabla 3.1).

Tabla 3.1 Variables consideradas en el diseño estadístico de experimentos.

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

La variable de respuesta es la Temperatura de Recalecencia Máxima (TRM). La matriz que se genera a partir del diseño de experimentos se muestra en la Tabla 3.2.

Tabla 3.2 Matriz de diseño experimental incluyendo niveles nomenclatura y numero de prueba.

| Prueba | Nomenclatura | Temperatura de Colada | Nivel de Inoculación | Diámetro |
|--------|--------------|-----------------------|----------------------|----------|
| 1      | C            | (-)                   | (-)                  | (+)      |
| 2      | A            | (+)                   | (-)                  | (-)      |
| 3      | AC           | (+)                   | (-)                  | (+)      |
| 4      | AB           | (+)                   | (+)                  | (-)      |
| 5      | BC           | (-)                   | (+)                  | (+)      |
| 6      | ABC          | (+)                   | (+)                  | (+)      |
| 7      | 1            | (-)                   | (-)                  | (-)      |
| 8      | B            | (-)                   | (+)                  | (-)      |
| 9      | C            | (-)                   | (-)                  | (+)      |
| 10     | A            | (+)                   | (-)                  | (-)      |
| 11     | AC           | (+)                   | (-)                  | (+)      |
| 12     | AB           | (+)                   | (+)                  | (-)      |
| 13     | BC           | (-)                   | (+)                  | (+)      |
| 14     | ABC          | (+)                   | (+)                  | (+)      |
| 15     | 1            | (-)                   | (-)                  | (-)      |
| 16     | B            | (-)                   | (+)                  | (-)      |
| 17     | C            | (-)                   | (-)                  | (+)      |
| 18     | A            | (+)                   | (-)                  | (-)      |
| 19     | AC           | (+)                   | (-)                  | (+)      |
| 20     | AB           | (+)                   | (+)                  | (-)      |
| 21     | BC           | (-)                   | (+)                  | (+)      |
| 22     | ABC          | (+)                   | (+)                  | (+)      |
| 23     | 1            | (-)                   | (-)                  | (-)      |
| 24     | B            | (-)                   | (+)                  | (-)      |

La nomenclatura de los experimentos realizados se incluye en la segunda columna de la Tabla 3.2 donde, por ejemplo, el experimento AB corresponde a la presencia de los niveles altos de las variables A (Temperatura de colada) y B ( Nivel de Inoculación), mientras que la variable C, el diámetro, permaneció en el nivel bajo. Cuando las tres variables presentan el nivel bajo, el experimento es denominado mediante un “1”.

## DESARROLLO EXPERIMENTAL

El desarrollo experimental se realizó en base a la matriz estadística de experimentación y consta de las siguientes etapas.

### I. TERMOPARES Y MOLDES

Se fabricaron termopares tipo K (cromel-alumel) calibre 18 recubiertos por una funda bifilar de alúmina, cuya punta se encontraba en contacto directo con el metal en el eje de simetría de la pieza (Figura 3.1). Los moldes para obtener las barras cilíndricas de 2 y 5 cm de diámetro se fabricaron de arena sílica con granulometría 50-55 AFS por el proceso de silicato/CO<sub>2</sub>.

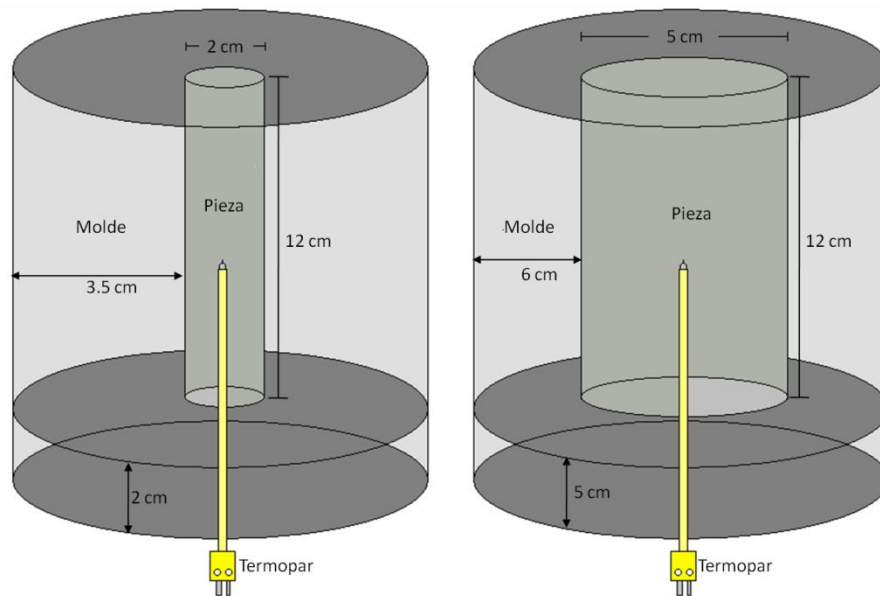


Figura 3. 1 Moldes fabricados para obtener las barras de 2 cm y 5 cm de diámetro.

### II. FABRICACIÓN DEL HIERRO EUTÉCTICO

La fusión se llevó a cabo en un horno de inducción de 75 KW, teniendo como materias primas chatarras de fundición gris y acero de composición conocida. Se realizaron los balances de carga requeridos para obtener la composición eutéctica considerando el carbón equivalente. La técnica de fusión para fabricar el hierro gris eutéctico consiste en:

- Alimentación de chatarras de fundición gris y acero de acuerdo al balance de carga.

- Una vez que el primer material cargado se encuentra en estado líquido se adiciona el recarburante para que el material tenga la composición requerida con respecto al carbono.
- Posteriormente se agregan las ferroaleaciones (FeSi, FeMn) al metal líquido, se eleva la temperatura y se toma una muestra preliminar que es analizada en el espectrómetro de emisión atómica para asegurar que se tiene la composición requerida; en caso contrario se realizan los ajustes correspondientes en el horno de inducción.
- Medir la temperatura en el horno de inducción antes de vaciar a la olla de transferencia de metal y posteriormente medir la temperatura en la olla hasta llegar a la temperatura de colada establecida en el diseño de experimentos.
- En los casos de nivel de inoculación alto, la inoculación se realiza en el molde.
- El metal líquido se vacía en los moldes de arena bajo las condiciones establecidas en el diseño de experimentos.

### **III. OBTENCIÓN DE CURVAS DE ENFRIAMIENTO**

Se obtuvieron las curvas de enfriamiento para cada condición con las replicas correspondientes. Para ello se utilizó un adquirente de datos Temp Scan /1100 High Speed Temperature Measurement System IO Tech, empleando una frecuencia de adquisición de 10 Hz (una lectura cada 0.1 segundos); su calibración se realizó empleando como referencia cobre puro (99.99%). El arreglo experimental físico se muestra en la Figura 3.2.

Cada molde se conectó a una extensión de un sistema de adquisición de datos conectado a un equipo de cómputo para registrar los datos de temperatura y tiempo generados por cada canal.

Por último, se realiza el procesamiento de los datos para obtener las curvas de enfriamiento de cada condición del diseño de experimentos y los datos necesarios para el análisis estadístico de los resultados. El tiempo cero se establece como aquél en el que se detectó la primera lectura ascendente, resultado del contacto del metal líquido con el termopar.



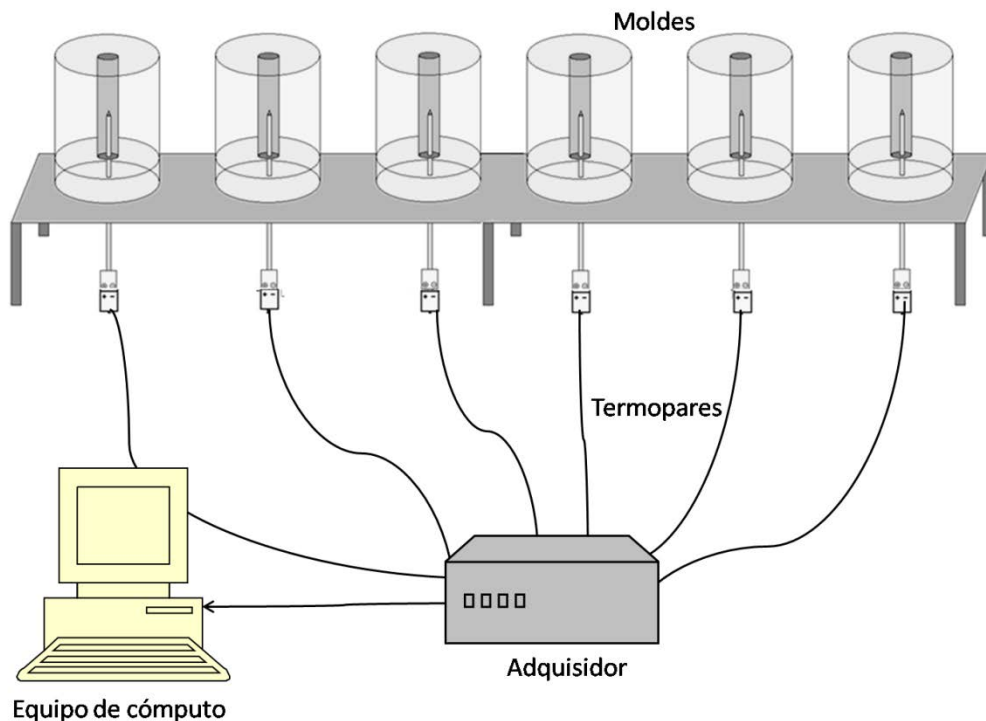


Figura 3.2 Arreglo experimental para la obtención de las curvas de enfriamiento.

#### IV. OBTENCIÓN DE MUESTRAS Y PREPARACIÓN METALGRÁFICA

Para obtener las muestras requeridas por el análisis metalográfico se realizaron cortes transversales en el centro geométrico de la barra (Figura 3.3), lugar en el que se encuentra la punta del termopar.

La preparación metalográfica de las probetas se realizó con la técnica convencional de desbaste fino en lijas 240, 320, 400, 600, 1200, 1500 y 2000, con agua como medio de enfriamiento y de arrastre de partículas, seguido de pulido grueso en paño canvas (Buehler) con alúmina de  $1\ \mu\text{m}$  como medio abrasivo. Después se efectuó el pulido fino usando paño microcloth (Buehler) con alúmina de  $1\ \mu\text{m}$ . El ataque para revelar la matriz se realizó con Nital 2, enjuague con agua seguido de alcohol y secado con aire. Para asegurar la presencia o ausencia de pseudoledeburita y cementita se realizó un ataque adicional con la siguiente técnica: se sumerge la muestra en ácido sulfúrico  $\text{H}_2\text{SO}_4$  concentrado durante 2 minutos, seguido de 2 minutos más en un reactivo que consiste en persulfato de amonio (10 g) disueltos en 100 ml de agua. Se enjuaga con agua, posteriormente con alcohol y se seca con aire. El análisis metalográfico se realizó a 100X, 500X y 1000X.

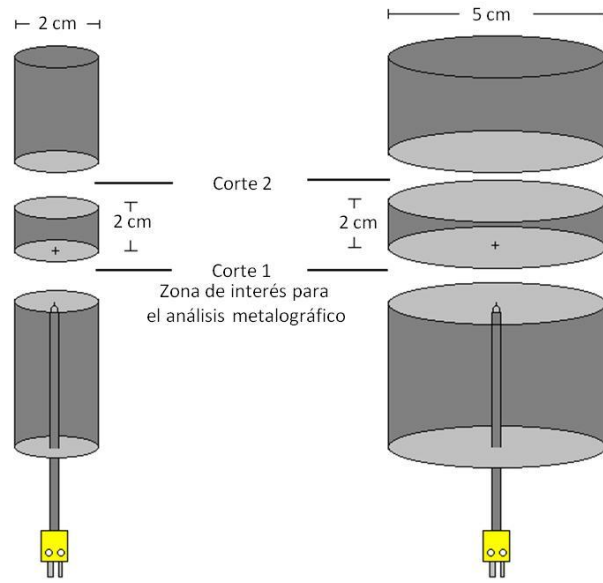


Figura 3. 3 Esquema que muestra la zona de corte para la obtención de muestras.

---

<sup>i</sup>E. P. Box, George. *Statistics for Experimenters. An Introduction to Design, Data Analysis, and Model Building.* John Wiley & Sons. U.S.A. 1978

---

## CAPÍTULO 4: RESULTADOS Y DISCUSIÓN

En este capítulo se presenta el análisis estadístico del diseño de experimentos factorial completo, los resultados obtenidos experimentalmente, su tratamiento y los resultados del análisis metalográfico relacionado al efecto de las variables analizadas sobre la tendencia al blanqueado. Finalmente, se muestran las predicciones del modelo elaborado, se comparan con las experimentales y se propone, con base en información generada por el modelo, una interpretación fenomenológica de los resultados observados respecto del efecto de diferentes condiciones de solidificación sobre la tendencia al blanqueado en lo general y del blanqueado como una función de la posición dentro de las muestras cilíndricas coladas.

De acuerdo al diseño factorial completo y a la matriz de diseño experimental establecida en el capítulo anterior, se realizaron las combinaciones de variables para cada uno de los diferentes casos. El desarrollo de la etapa experimental presentó diferentes problemas, principalmente en el control de la temperatura de colada y en la rapidez de respuesta del termopar tipo K, lo que ya mostraban las curvas de enfriamiento. Por este motivo se determinó como variable dependiente o de respuesta a la Temperatura de Recalescencia Máxima (TRM), ya que era un parámetro reproducible, relativamente constante y fácil de medir en los experimentos y en las réplicas. Los resultados obtenidos de las curvas de enfriamiento experimentales se muestran en las Tablas 4.1 y 4.2.

Tabla 4.1 Resultados experimentales de TRM para las barras de 2 cm de diámetro.

| Experimento                      | Réplica 1 | Réplica 2 | Réplica 3 | Promedio | Desviación Estándar | Intervalo de Confianza |
|----------------------------------|-----------|-----------|-----------|----------|---------------------|------------------------|
| Temperatura alta con Inoculación | 1163      | 1162      | 1161      | 1162     | 1.48                | 1.68                   |
| Temperatura alta sin Inoculación | 1151      | 1149      | 1150      | 1150     | 0.68                | 0.66                   |
| Temperatura baja con Inoculación | 1153      | 1154      | 1152      | 1153     | 0.67                | 0.75                   |
| Temperatura baja sin Inoculación | 1150      | 1153      | 1152      | 1152     | 1.14                | 1.00                   |

Tabla 4.2 Resultados experimentales de TRM para las barras de 5 cm de diámetro.

| Experimento                      | Réplica 1 | Réplica 2 | Réplica 3 | Promedio | Desviación Estándar | Intervalo de Confianza |
|----------------------------------|-----------|-----------|-----------|----------|---------------------|------------------------|
| Temperatura alta con Inoculación | 1152      | 1153      | 1154      | 1153     | 1.10                | 1.25                   |
| Temperatura alta sin Inoculación | 1153      | 1153      | 1152      | 1152.36  | 0.47                | 0.41                   |
| Temperatura baja con Inoculación | 1152      | 1153      | 1152      | 1152.93  | 0.59                | 0.57                   |
| Temperatura baja sin Inoculación | 1153      | 1153      | 1152      | 1153.28  | 0.26                | 0.23                   |

El diseño de experimentos factorial completo puede analizar el efecto de cada variable (Efectos principales para A, B y C) y también sus interacciones (A-B, C-A, B-C).

Para saber el efecto que puede tener una variable, se deben comparar los resultados de las corridas experimentales que tienen valores altos de esa variable con los de los experimentos que tiene valores bajos de la misma variable. En la nomenclatura de los experimentos realizados del capítulo anterior (Tabla 3.1), se aprecia que  $n$  corresponde al total de réplicas de cada una de las ocho corridas del diseño: (1), a, b, ab, c, ac, bc, abc. Por ejemplo, el experimento AB corresponde a la presencia de los niveles altos de las variables A, Temperatura de colada y B, Nivel de Inoculación; mientras que la variable C restante permaneció en el nivel bajo. Los efectos principales se calculan de la siguiente forma:

$$\text{Efecto A} = \frac{1}{4n} [a+ab+ac+abc-(1)-b-c-bc] \quad (4.1)$$

$$\text{Efecto B} = \frac{1}{4n} [b+ab+bc+abc-a-c-ac-(1)] \quad (4.2)$$

$$\text{Efecto C} = \frac{1}{4n} [c+ac+bc+abc-a-b-ab-(1)] \quad (4.3)$$

En las expresiones anteriores  $n$  es el numero de replicas elementales, en este caso tres, mientras los valores empleados para calcular cada efecto principal son las temperaturas promedio de recalcancia máxima que fueron obtenidas experimentalmente para cada condición. Por ejemplo, las

letras *abc* que aparecen en la expresión que permite calcular el efecto de A (Ecuación 4.1), involucran al valor promedio de la Temperatura de Recalecencia Máxima (TRM) obtenido en las tres replicas asociadas con temperatura de colada alta, nivel de inoculación alto y diámetro alto, es decir, de acuerdo con la Tabla 4.2, una temperatura de 1153 °C.

Los efectos de las interacciones se obtienen de una manera similar: la interacción AB se calcula considerando que cuando C está en el nivel bajo, AB es la diferencia promedio en el efecto A en los dos niveles de B y que, cuando C está en su nivel alto, AB es también la diferencia promedio en el efecto A en los dos niveles de B. De este modo tenemos:

$$AB(C_{\text{alto}}) = \frac{1}{2n} [abc - bc] - \frac{1}{2n} [ac - c] \quad (4.4)$$

$$AB(C_{\text{bajo}}) = \frac{1}{2n} [ab - b] - \frac{1}{2n} [a - (1)] \quad (4.5)$$

Sobre esta base se calcula la interacción AB como el promedio entre los dos valores de (4.4) y (4.5)

$$AB = \frac{A+B}{2} = \frac{1}{4n} [ab + (1) + abc + c - b - a - bc - ac] \quad (4.6)$$

De manera análoga:

$$AC = \frac{A+C}{2} = \frac{1}{4n} [ac + (1) + abc + b - a - c - ab - bc] \quad (4.7)$$

$$BC = \frac{A+C}{2} = \frac{1}{4n} [bc + (1) + abc + a - b - c - ab - ac] \quad (4.8)$$

El análisis de varianza para determinar el error estadístico se determina con base en:

$$(DE)^2 = (DE)_+^2 + (DE)_-^2 = \frac{S_{D+}^2}{GL \frac{n}{2}} + \frac{S_{D-}^2}{GL \frac{n}{2}} = \frac{1}{n} \frac{\sum S_1^2}{GL \frac{n}{2}} \quad (4.9)$$

Donde:

- DE = es la desviación estándar de la diferencia media (+ y - se relaciona a los valores altos y bajos para cada configuración).
- SD = es la varianza asociada con el valor promedio de la configuración alta y baja.
- S1 = es la varianza asociada con cada valor medio  $\bar{X}$ .
- n= es el número de experimentos.
- GL = el grado de libertad asociado con cada  $\bar{X}$ .

La comparación de las magnitudes de los efectos calculados tanto principales como combinados con respecto al error absoluto de la media, permiten establecer en las condiciones experimentales empleadas si las variables independientes analizadas tienen o no un efecto significativo sobre la respuesta del sistema. Cuando los efectos calculados presentan un valor similar o inferior al intervalo de confianza expresado por el valor del error absoluto de la media se tiene que el efecto de tal variable no es significativo desde el punto de vista estadístico. El análisis estadístico de los resultados mostrados (Tablas 4.1 y 4.2) son enlistados en la Tabla 4.3:

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

| Efecto   | Efectos estimados |
|--|-------------------|
| Promedio                                       | 1153.6            |
| Efecto A = Temperatura de Colada               | 1.42              |
| Efecto B = Nivel de Inoculación                | 3.32              |
| Efecto C = Diámetro                            | -1.42             |
| Efecto AB                                      | 2.81              |
| Efecto AC                                      | -2.01             |
| Efecto BC                                      | -2.84             |
| Bloque2  | 0.16              |
| Bloque3  | -0.04             |
| Error absoluto de la media o desviación típica | 1.14              |

Los resultados de la Tabla 4.3 respecto de los efectos estimados, comparados con el error absoluto de la media, dejan ver que de los efectos principales solamente la inoculación presenta un efecto estadísticamente significativo, ya que los efectos de la temperatura de colada y del diámetro son cercanos a la desviación típica representada por este error. Con el propósito de comprobarlo y

afirmar la existencia de efectos combinados significativos, se efectuó el análisis de varianza de los resultados experimentales.

El análisis de la varianza analiza la posible influencia de uno o varios factores sobre la variable de respuesta, en nuestro caso la TRM. 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  $\alpha$  prefijado.

Una prueba de hipótesis es un procedimiento que especifica:

- Para que valores la decisión será no rechazar la hipótesis nula.
- Para que 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 TRM.

$H_1$ : El efecto de la variable es significativo sobre la TRM.

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  $H_0$

Tabla 4.4 Tabla ANOVA o Análisis de la Varianza.

| Efecto Estimado       | Suma de los cuadrados | Grados de Libertad | Cuadrado Medio | F-Razón | P-Valor |
|-----------------------|-----------------------|--------------------|----------------|---------|---------|
| Temperatura de Colada | 12.18                 | 1                  | 12.18          | 4.45    | 0.0522  |
| Inoculación           | 66.33                 | 1                  | 66.33          | 24.22   | 0.0002  |
| Diámetro              | 12.18                 | 1                  | 12.18          | 4.45    | 0.0522  |
| AB                    | 47.32                 | 1                  | 47.32          | 17.28   | 0.0008  |
| AC                    | 24.20                 | 1                  | 24.20          | 8.84    | 0.0095  |
| BC                    | 48.45                 | 1                  | 48.45          | 17.69   | 0.0008  |
| Bloques               | 0.08                  | 2                  | 0.04           | 0.01    | 0.9854  |
| Error Total           | 41.08                 | 15                 | 2.73           |         |         |
| Total                 | 251.84                | 23                 |                |         |         |

|  |           |
|--|-----------|
| Ř-cuadrado                                 | 83.6855 % |
| Ř cuadrado (ajustado para G.L.) =          | 77.9275%  |
| Error absoluto de la media =               | 1.13576   |
| Error Estándar de la Desviación Estándar = | 1.65502   |

Los resultados de la Tabla ANOVA (Tabla 4.4), muestran que hay 4 efectos que tienen P-valores menores a 0.05, lo que indica que hay evidencia para rechazar la hipótesis nula  $H_0$  en esos cuatro casos y aceptar la hipótesis alternativa  $H_1$ , es decir, que éstos efectos son significativos sobre la TRM. Los efectos son: nivel de inoculación, las interacciones AB (temperatura de colada con nivel de inoculación), AC (temperatura de colada con diámetro) y BC (nivel de inoculación con diámetro). El valor de  $\check{R}^2$ , (83.6855%), cuadrado de la media indica que el grado de correlación entre las variables es significativo.

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

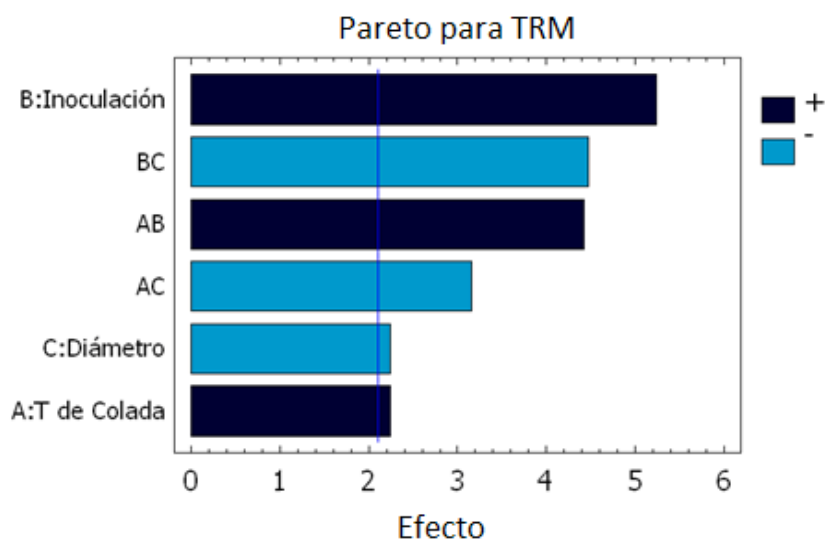


Figura 4. 1 Pareto que muestra los efectos significativos sobre la TRM.

Analizando el efecto de las variables sobre la TRM se observa que un incremento en la inoculación, variable B, provoca un aumento en la TRM al mostrar un signo positivo en el pareto estandarizado de la Figura 4.1, donde el signo positivo indica que a bajos niveles de esta variable se obtendrán niveles bajos en la variable de respuesta, es decir, Temperatura de Recalencia Máxima.



La misma tendencia se observa para las interacciones A-B. Por otra parte, existen dos interacciones que presentan signo negativo, B-C y A-C, lo que indica que al aumentar estas variables se obtiene una disminución en la respuesta.

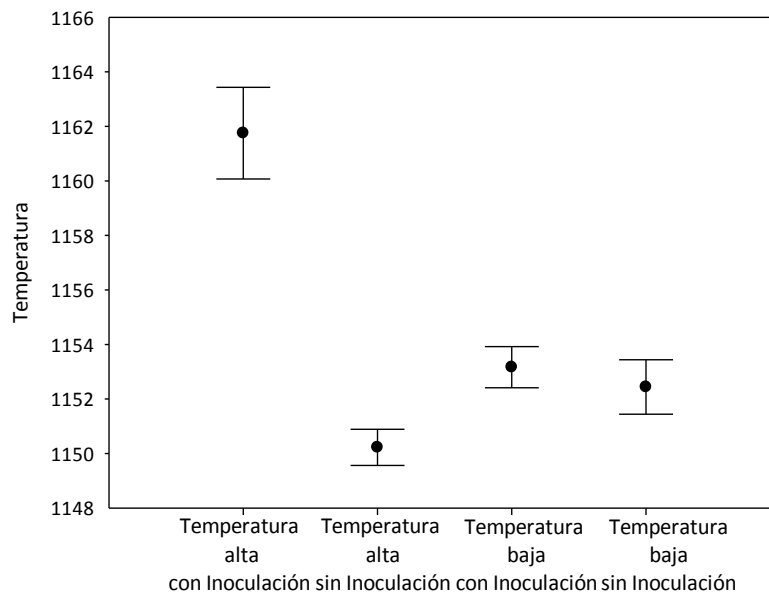


Figura 4. 2 Niveles máximos y mínimos de TRM para las diferentes condiciones experimentales y los niveles de confianza de 95% para cada una de ellas. Probetas con diámetro de 2 cm.

Con el fin de ejemplificar el efecto que tiene el nivel de inoculación sobre la Temperatura de Recalescencia Máxima, en la Figura 4.2 se presentan los valores máximos y mínimos y los intervalos de confianza al 95% para cada condición experimental. Se observa que el efecto de la inoculación está claramente distinguido en el caso de temperaturas de colada altas, lo que implica que la presencia de inoculación provoca un incremento estadísticamente significativo en la Temperatura de Recalescencia Máxima cuando la temperatura de colada era alta y los núcleos activos presentaban el mayor riesgo de ser disueltos antes de producir su multiplicación en la solidificación. A temperatura de colada baja este efecto no es aparentemente mostrado.

Las Figuras 4.3(a) y 4.3(b) muestran las curvas de enfriamiento experimentales asociadas a la presencia y la ausencia de inoculación de un mismo diámetro y temperaturas de colada alta y baja. En ambos casos se observa que la inoculación provoca un incremento en la temperatura de recalescencia máxima, como lo indica el hecho de que las curvas de enfriamiento que corresponden al hierro inoculado se ubican por arriba de sus contrapartes sin inoculación.

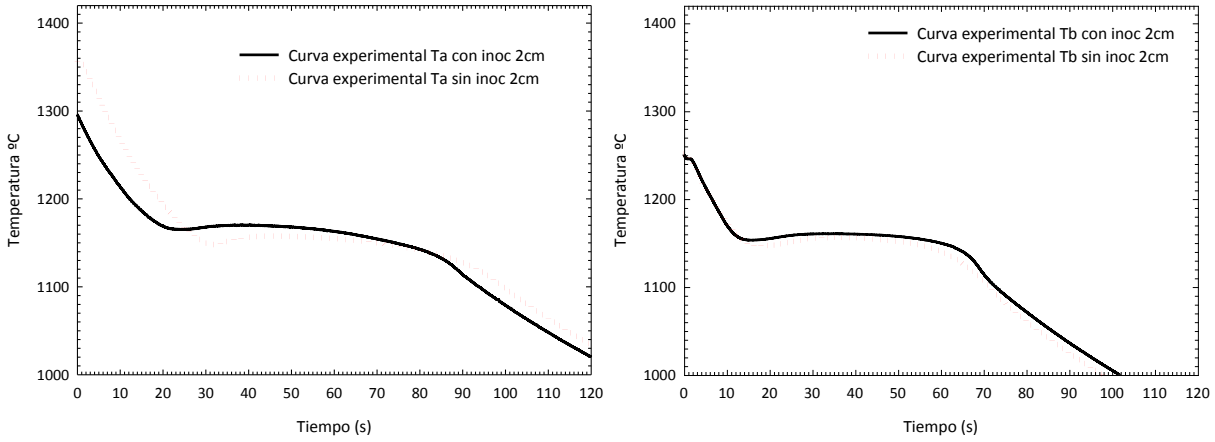


Figura 4. 3 (a) y (b) Curvas de enfriamiento asociadas a la solidificación barras de hierro gris eutéctico de 2cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada alta y baja.

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.

Las Figuras 4.4 a 4.7 muestran las microestructuras presentes en diferentes posiciones radiales en el caso de las probetas experimentales de 2 cm de diámetro con temperaturas de colada alta y baja, con y sin inoculación.

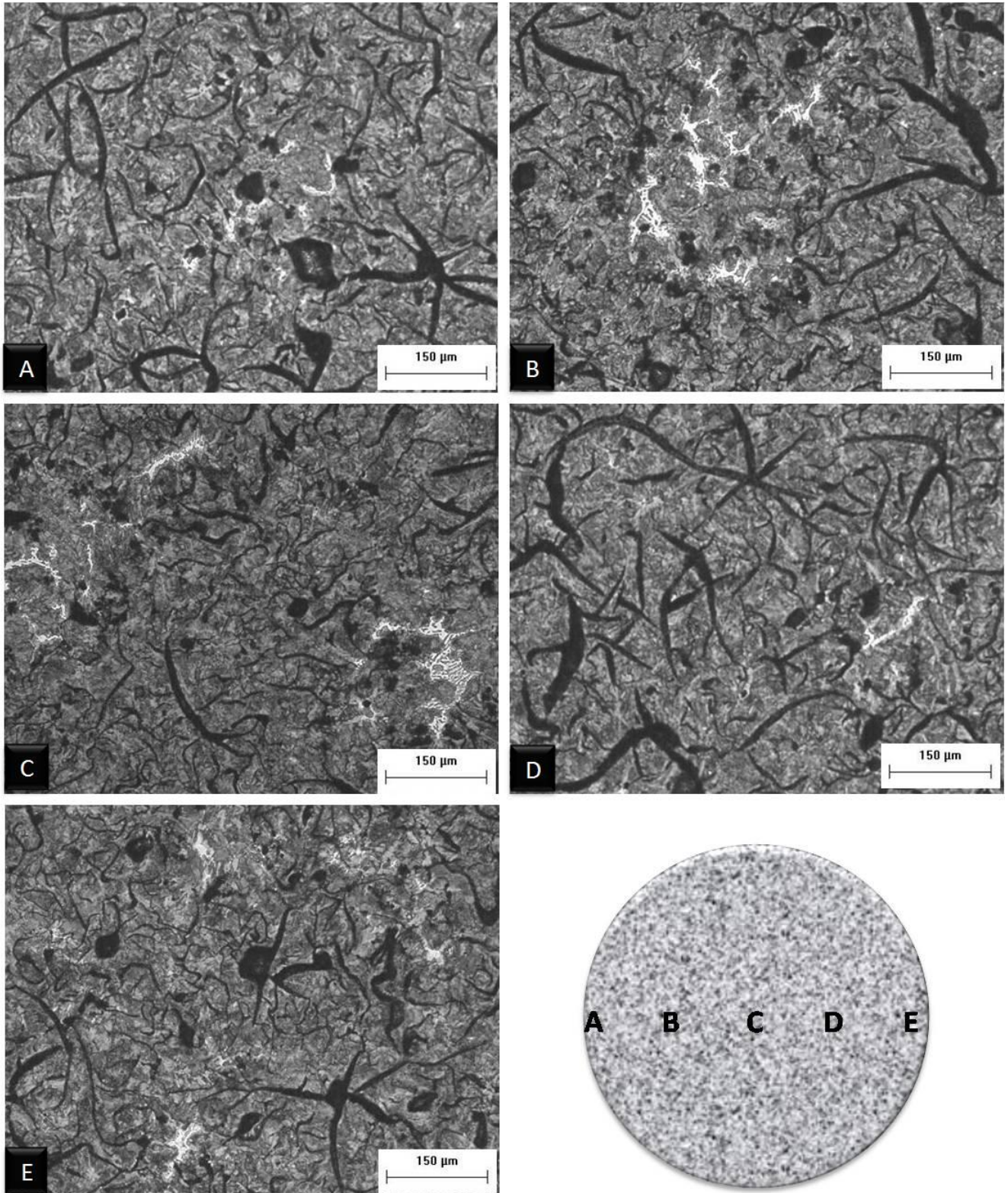


Figura 4. 4 Microestructuras asociadas con la muestra correspondiente a un diámetro de 2 cm, temperatura de colada baja y sin inoculación.

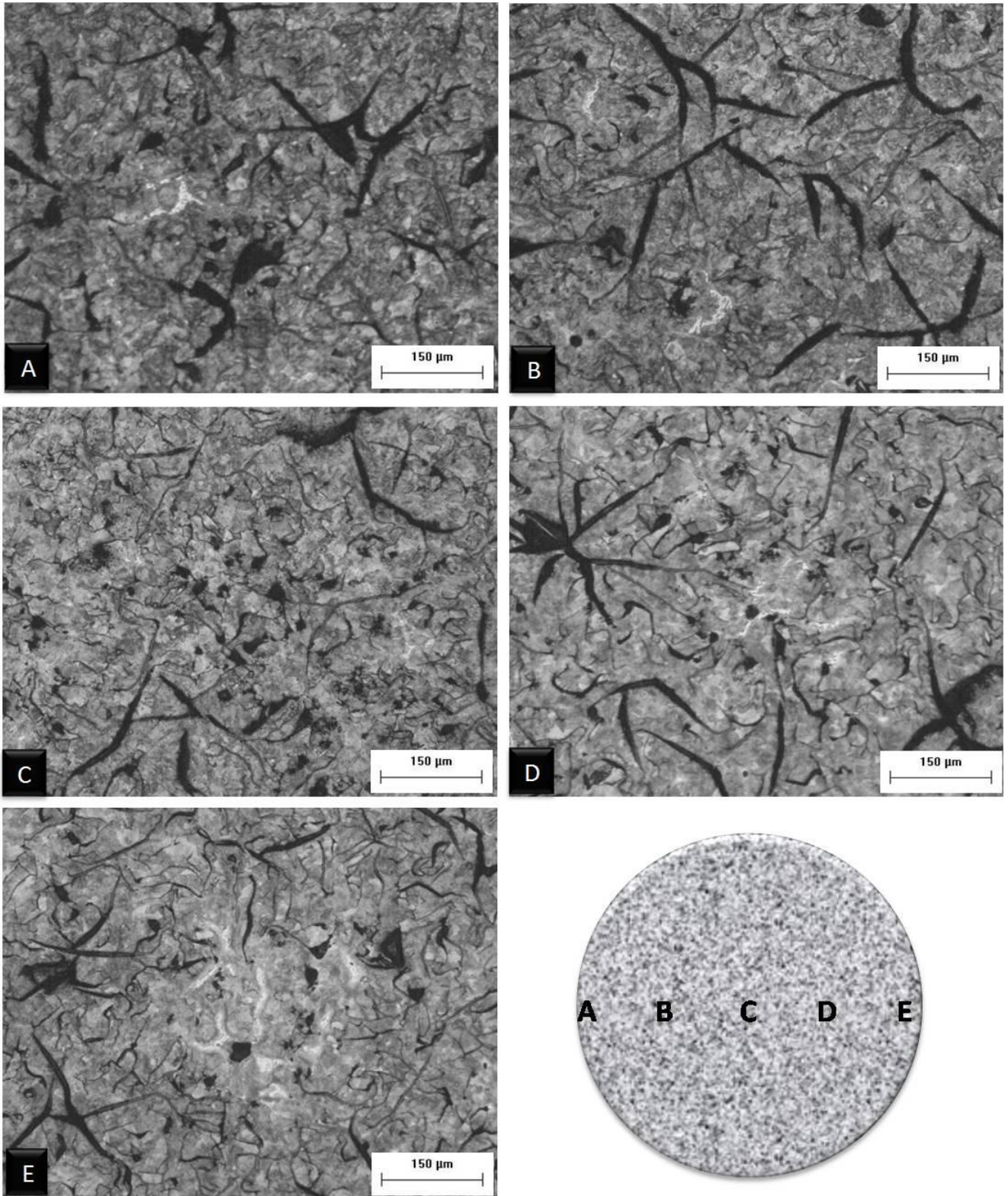


Figura 4. 5 Microestructuras asociadas con la muestra correspondiente a un diámetro de 2 cm, temperatura de colada baja y con inoculación.

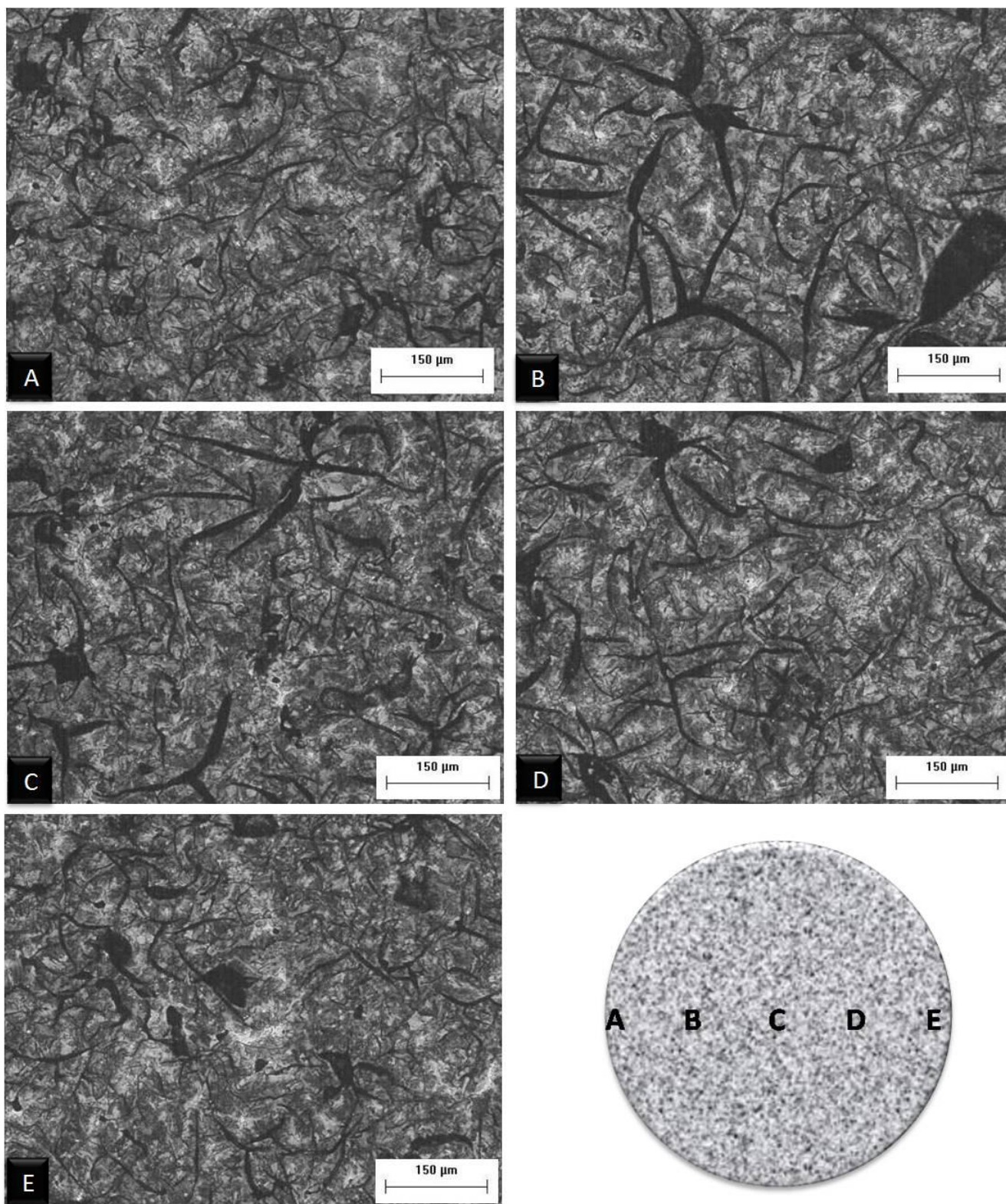


Figura 4. 6 Microestructuras asociadas con la muestra correspondiente a un diámetro de 2 cm, temperatura de colada alta y sin inoculación.

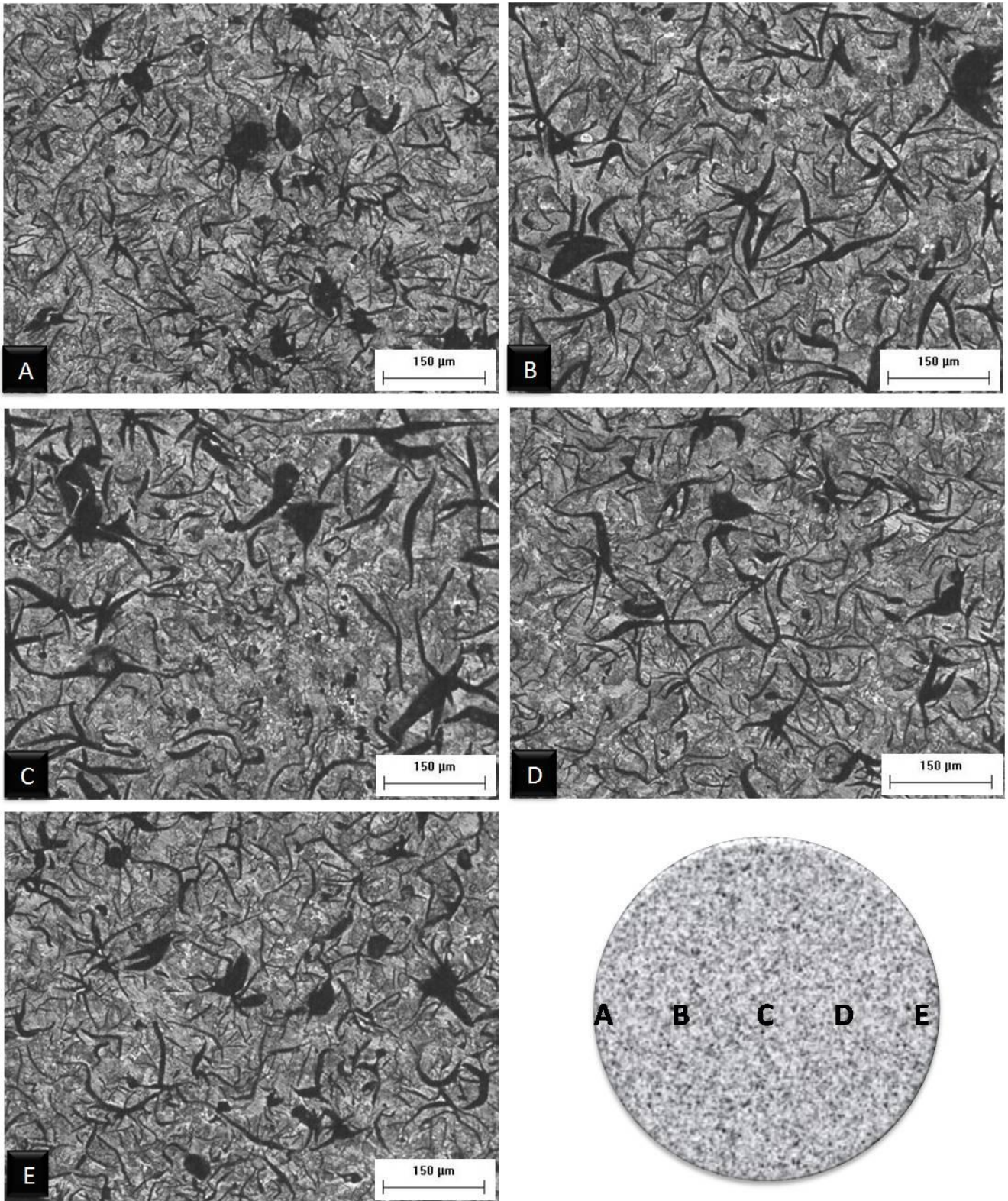


Figura 4. 7 Microestructuras asociadas con la muestra correspondiente a un diámetro de 2 cm, temperatura de colada baja y con inoculación.

En la Figura 4.4 se pueden observar diferentes características microestructurales asociadas con las aleaciones empleadas durante la experimentación. Se puede constatar la presencia de hojuelas de grafito de diferentes espesores embebidos en una matriz de naturaleza perlítica llegándose a distinguir claramente en algunas zonas (Figura 4.4-C,) la presencia de un microconstituyente claro denominado pseudoledeburita, el cual aparece bajo la forma de placas alternadas de cementita y perlita. La presencia de este microconstituyente se detecta claramente en todas las posiciones exploradas en la muestra notándose una mayor cantidad en la zona cercana al eje de simetría. La inoculación provoca que este microconstituyente ya no se manifieste en la probeta experimental inoculada de este diámetro y colada a temperatura baja, como se observa en la Figura 4.5.

En la probeta sin inoculación y colada a alta temperatura se alcanzan a apreciar cantidades marginales de pseudoledeburita, Figura 4.6, que desaparecen en presencia de inoculación, Figura 4.7.

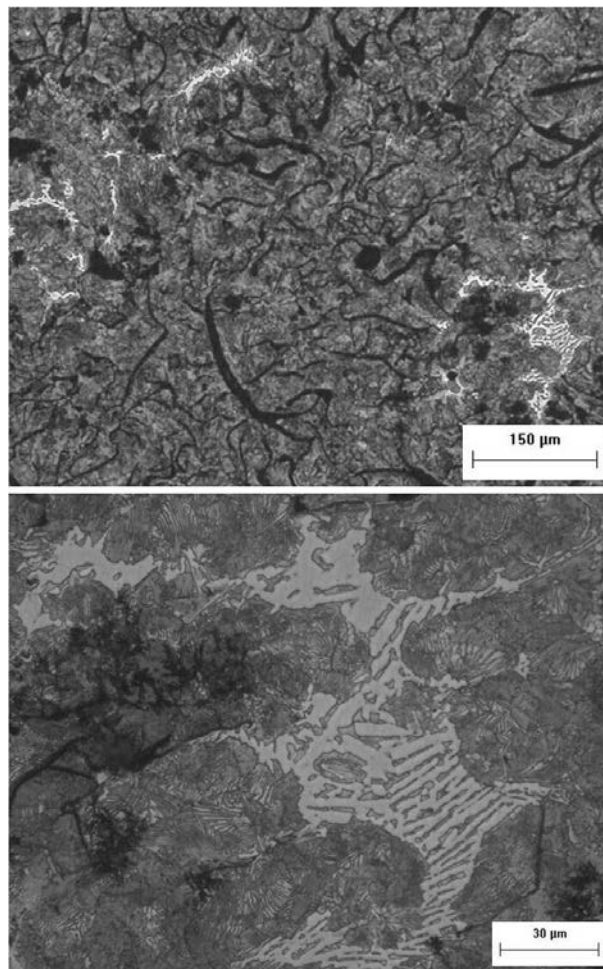


Figura 4. 8 Microestructuras asociadas con la muestra correspondiente a un diámetro de 2 cm, a temperatura de colada baja y sin inoculación.

La Figura 4.8 muestra los resultados microestructurales de la probeta de temperatura de colada baja sin inoculación atacada con persulfato de amonio. Este ataque químico permite revelar la pseudoledeburita, ya que oscurece el resto de la matriz y los carburos resaltan como regiones brillantes. Esta imagen permite apreciar que las zonas claras que se aprecian a bajos aumentos corresponden a la pseudoledeburita.

En el caso de las probetas de 5 cm de diámetro los resultados del análisis microestructural fueron similares. Las microestructuras observadas, Figuras 4.9 a 4.12 muestran que la presencia de pseudoledeburita es mayor cuando no hay inoculación y que este microconstituyente se ubica preferencialmente en la región cercana al borde y en el centro de las probetas. En la Figura 4.9 se vuelven a observar los microconstituyentes característicos de las aleaciones bajo estudio, incluyendo la presencia de hojuelas de grafito de diferentes espesores embebidos en una matriz de naturaleza perlítica y microconstituyentes claros que corresponden a la presencia de pseudoledeburita. La presencia de este microconstituyente se detecta en todas las posiciones exploradas en la muestra notándose una mayor cantidad en la zona cercana al eje de simetría en donde también se detecta una refinación en el tamaño y espesor de las hojuelas de grafito presentes. La inoculación provoca que disminuya la presencia de este microconstituyente, aunque se alcanza a detectar una pequeña cantidad de pseudoledeburita en la zona central de la probeta colada a temperatura de colada alta y con inoculación, ver Figura 4.10 f.

Las curvas de enfriamiento que se obtuvieron para el caso de temperatura de colada alta con y sin inoculación se muestran en la Figura 4.13 (a) y 4.13 (b), donde el efecto del nivel de inoculación se ve reflejado en un incremento en la TRM, mientras en las metalografías se aprecia que el contenido de pseudoledeburita es mayor cuando baja el nivel de inoculación, como se muestra en la Figura 4.9 al compararla con la 4.10.

La Figura 4.14 corresponde al caso de temperatura baja sin inoculación con diámetro de 5 cm y muestra la microestructura de una región cercana al borde de la probeta a diferentes aumentos (100X, 500X y 1000X). Esta imagen permite apreciar que las zonas claras que se aprecian a bajos aumentos corresponden a la pseudoledeburita. Las Figuras 4.16 (b) y 4.16 (c) fueron atacadas con persulfato de amonio para revelar con mayor claridad la presencia de pseudoledeburita.



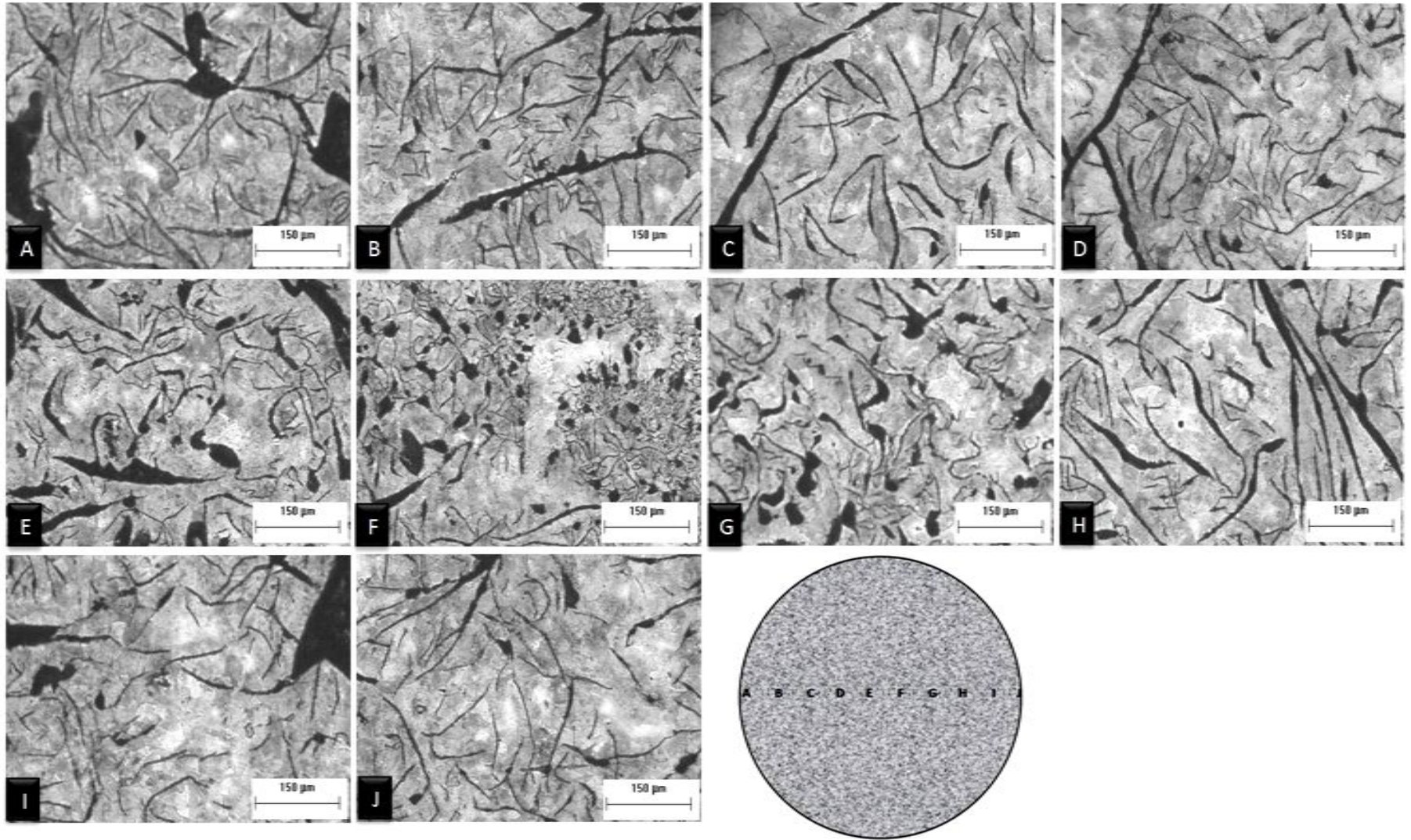


Figura 4. 9 Microestructuras asociadas a la muestra correspondiente a un diámetro de 5 cm, temperatura de colada baja y sin inoculación.

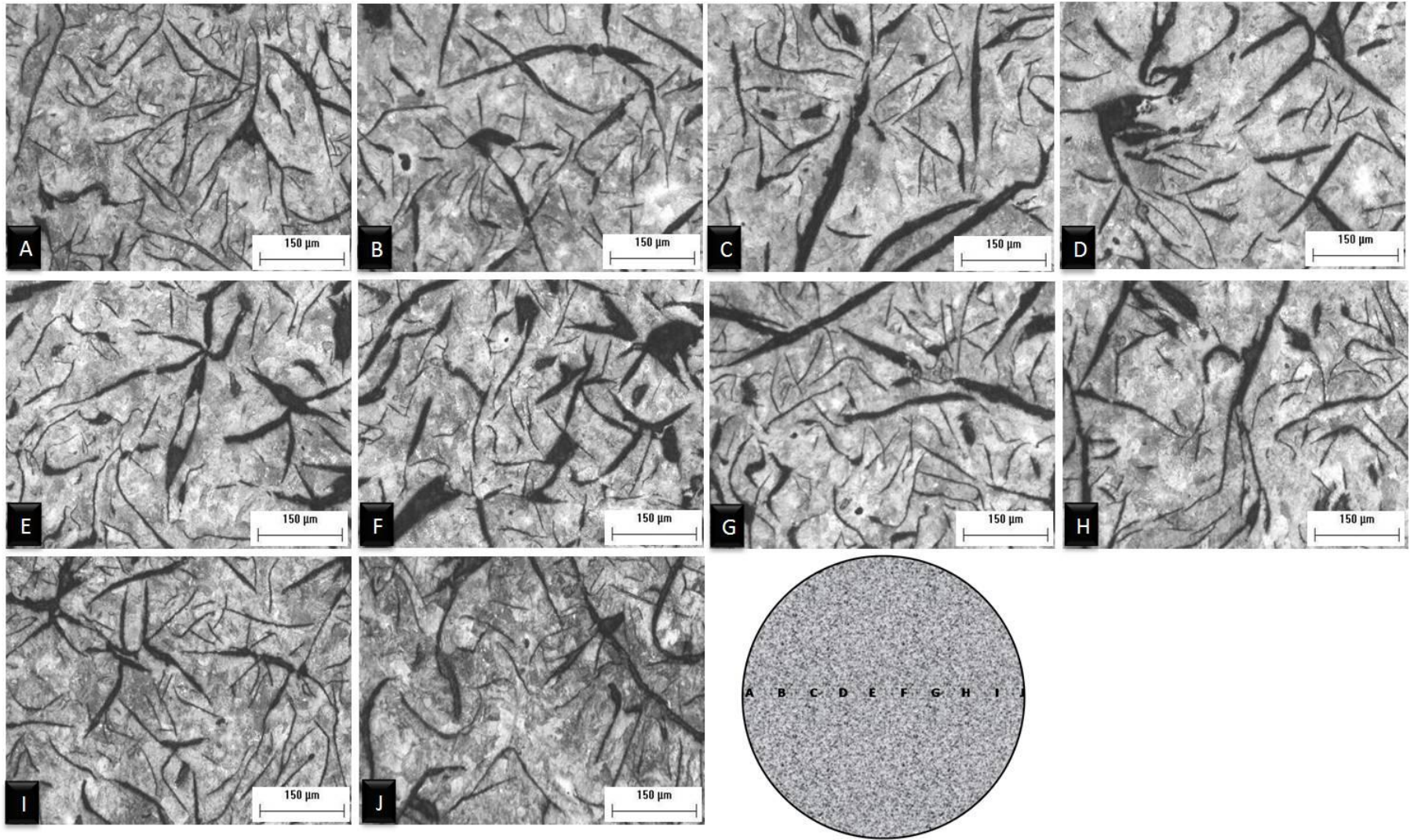


Figura 4. 10 Microestructuras asociadas a la muestra correspondiente a un diámetro de 5 cm, temperatura de colada alta y con inoculación.

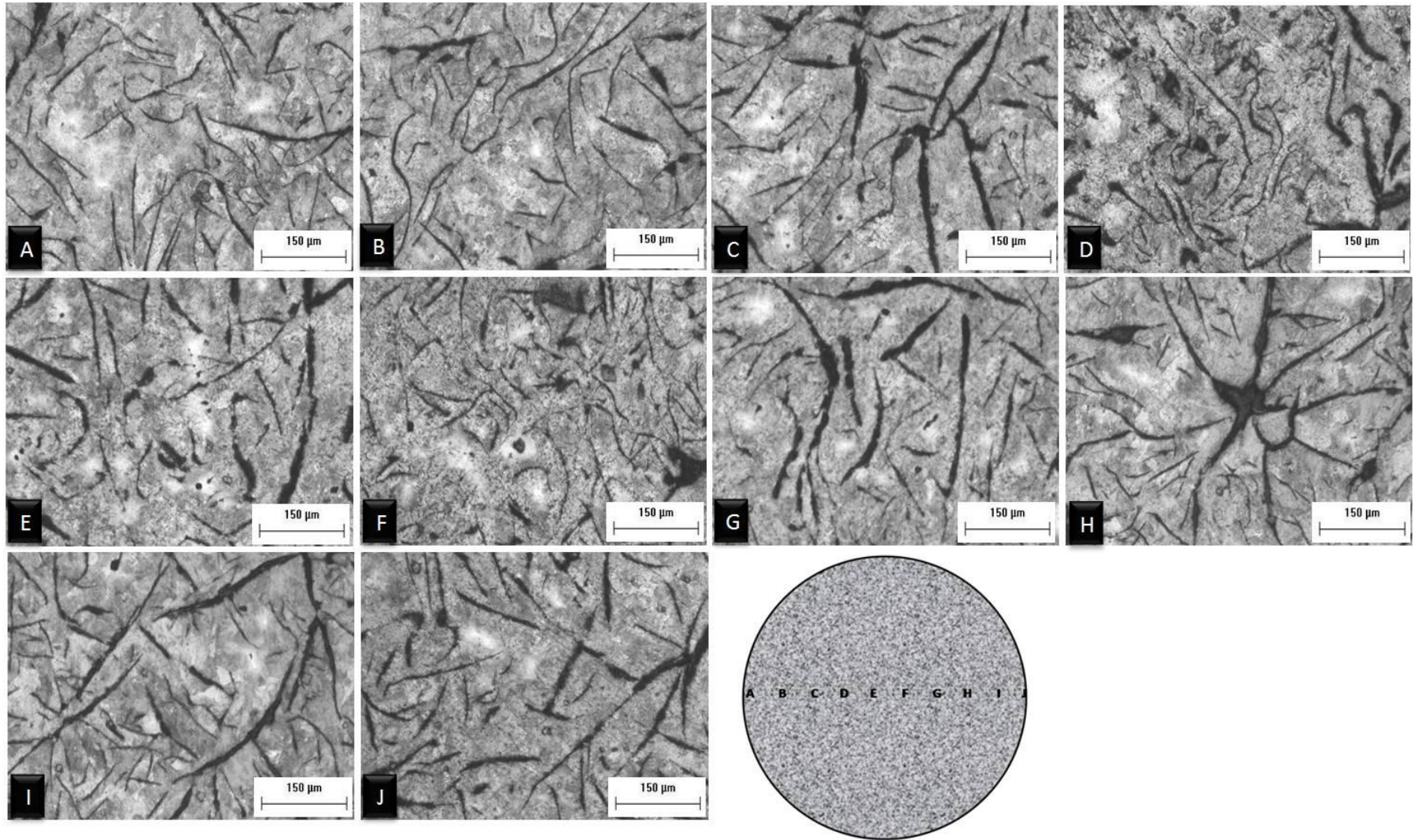


Figura 4. 11 Microestructuras asociadas a la muestra correspondiente a un diámetro de 5 cm, temperatura de colada alta y sin inoculación.

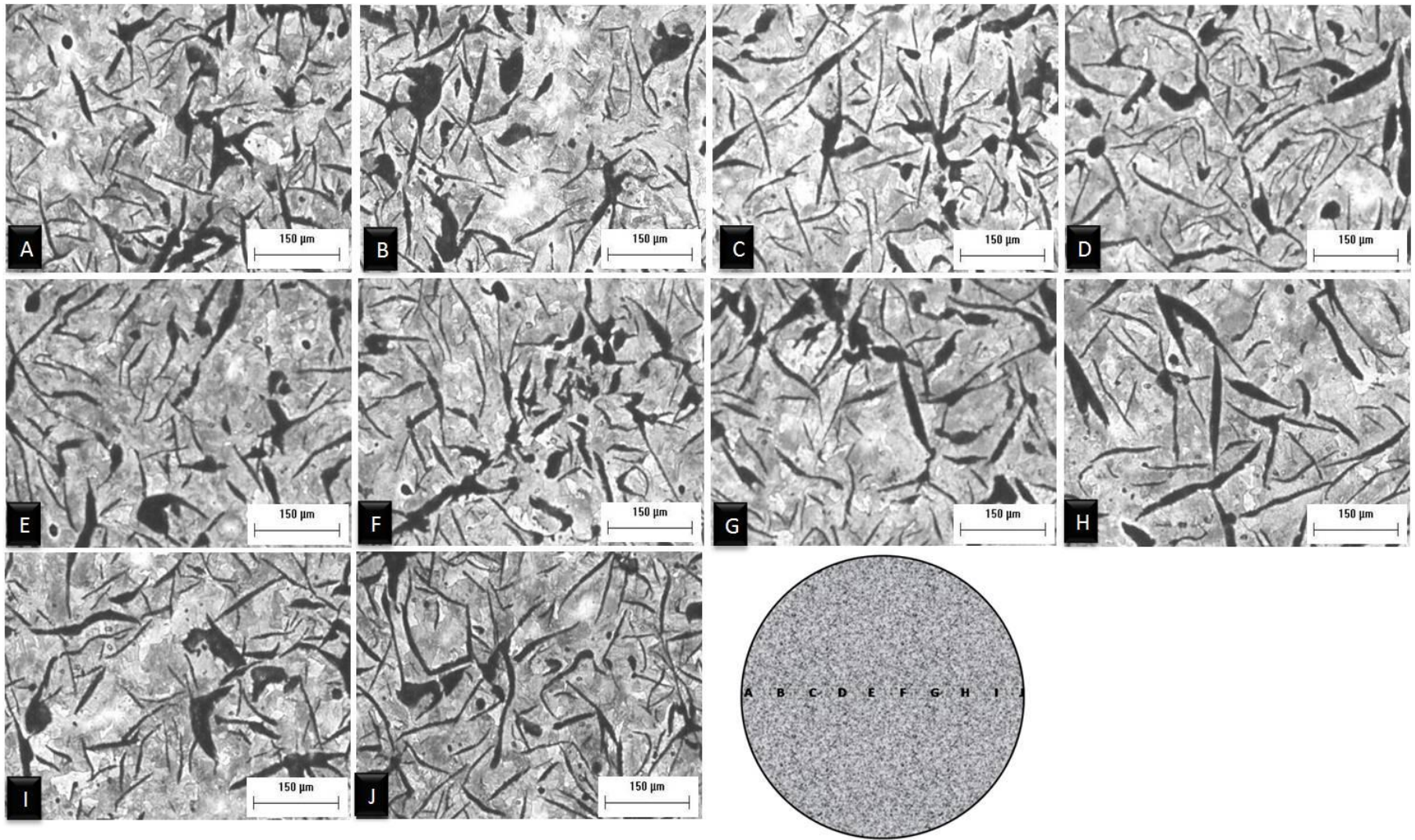


Figura 4. 12 Microestructuras asociadas a la muestra correspondiente a un diámetro de 5 cm, temperatura de colada baja y con inoculación

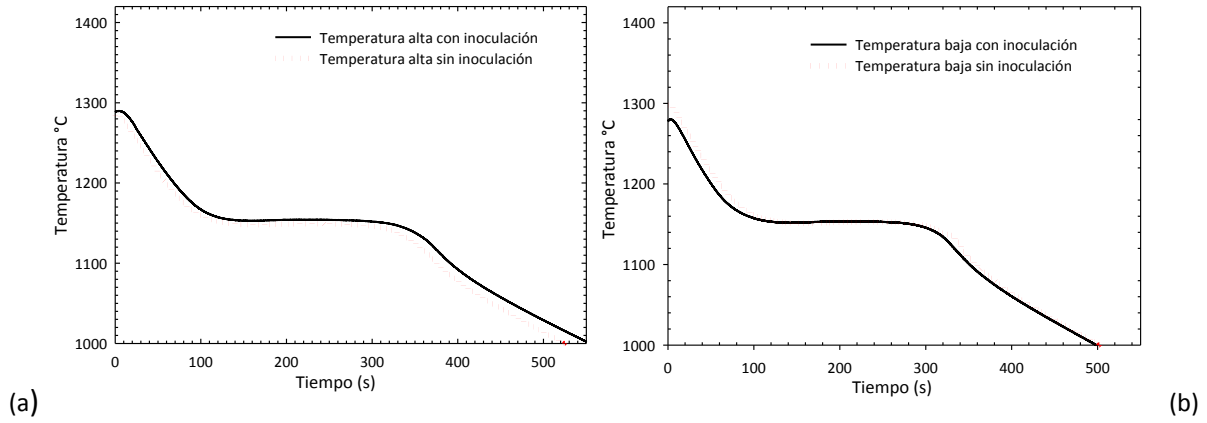


Figura 4. 13 (a) y (b) Curvas de enfriamiento típicamente asociadas a la solidificación de hierro colado eutéctico en el caso de muestras de 5 cm de diámetro con temperatura de colada alta y baja, con y sin inoculación.

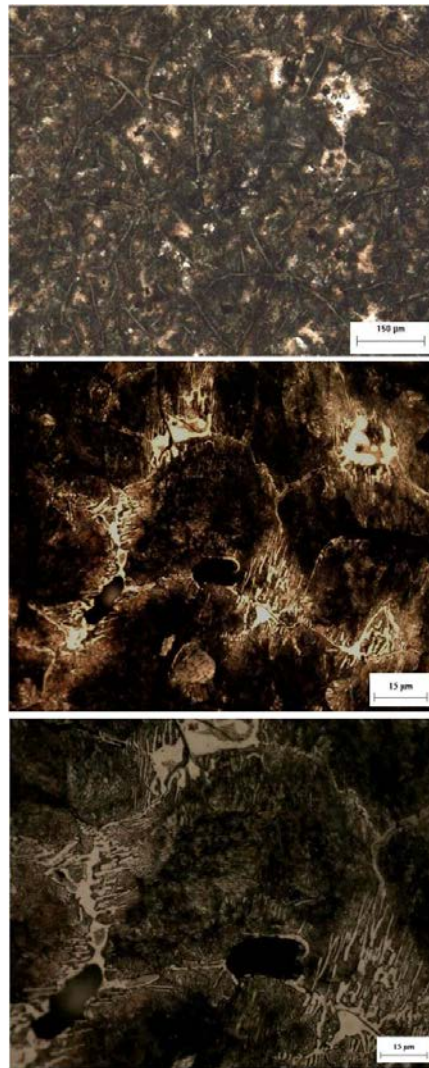


Figura 4. 14 Microestructura que corresponde al caso de temperatura baja sin inoculación con diámetro de 5 cm.

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

- Se observa que un incremento en la inoculación (variable B) provoca un aumento en la TRM al mostrar un signo positivo en el pareto estandarizado de la Figura 4.1, donde el signo positivo indica que a bajos niveles de esta variable se obtendrán niveles bajos en la variable de respuesta, o sea TRM. La misma tendencia se observa para las interacciones A-B. Por otra parte, existen dos interacciones que presentan signo negativo, B-C y A-C, lo que indica que al aumentar estas variables se obtiene una disminución en la Temperatura de Recalescencia Máxima.
- 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 las regiones cercanas a la orilla y al eje de simetría de las probetas.

## RESULTADOS DEL MODELO

Con el fin de establecer la existencia de una concordancia cualitativa de los resultados proporcionados por el modelo con respecto a los experimentales, en términos del efecto de la inoculación con respecto a la Temperatura de Recalescencia Máxima, se procedió a obtener las historias térmicas simuladas por el modelo tomando en cuenta las condiciones experimentales consideradas en el diseño de experimentos.

A continuación se presentan las curvas de enfriamiento obtenidas con el modelo de acuerdo a las condiciones establecidas en la Tabla 4.5.

Tabla 4.5 Condiciones experimentales.

| 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.           |

## EFECTO DE LA INOCULACIÓN

Las curvas de enfriamiento simuladas muestran que el efecto de la inoculación se refleja en un incremento en la TRM. Para las barras de 2 cm de diámetro se obtuvieron las curvas de enfriamiento mostradas en las Figuras 4.15 y 4.16.

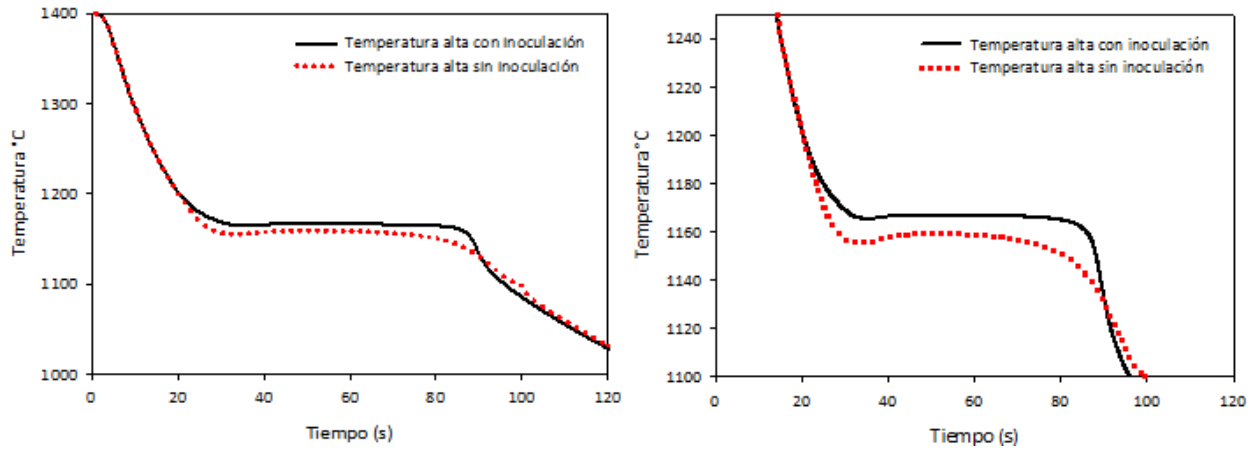


Figura 4. 15 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 2 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada alta, (b) Acercamiento de la curva 4.15 (a).

Los resultados del modelo muestran claramente que cuando hay inoculación la Temperatura de Recalescencia Máxima se incrementa, lo que se atribuye a la relación que existe entre el subenfriamiento y la cantidad de centros de nucleación que se presentan. A mayor cantidad de sitios de nucleación disponibles al inicio de la solidificación y debido a la mayor cantidad de calor latente liberado por unidad de tiempo asociada con el crecimiento de dichos núcleos, los subenfriamientos que pueden alcanzarse son menores, lo cual se refleja en un incremento en la TRM.

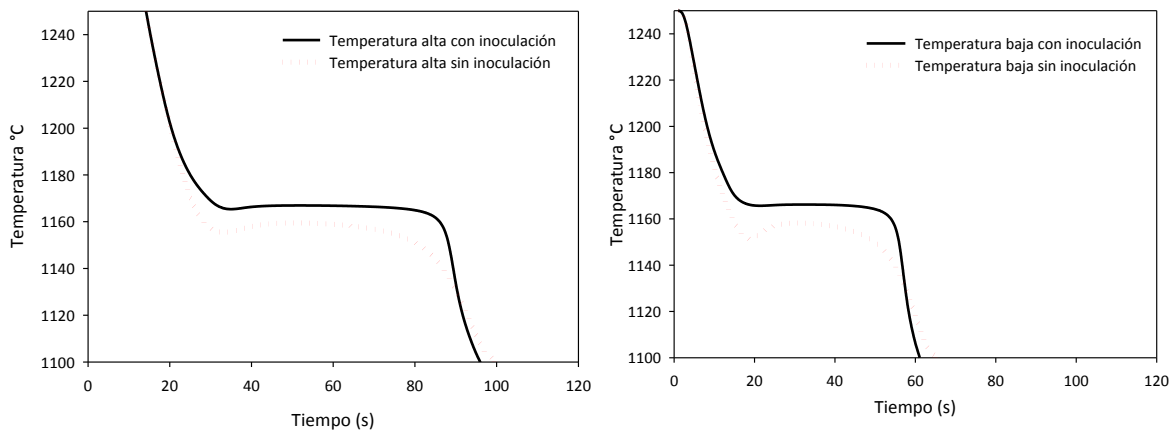


Figura 4. 16 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 2 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada baja, (b) Acercamiento de la curva 4.16 (a).

En el caso de las curvas obtenidas con el macromicromodelo para un diámetro de 5 cm, también muestran un incremento en la Temperatura de Recalescencia Máxima asociado al efecto de la inoculación (Figuras 4.17 y 4.18)

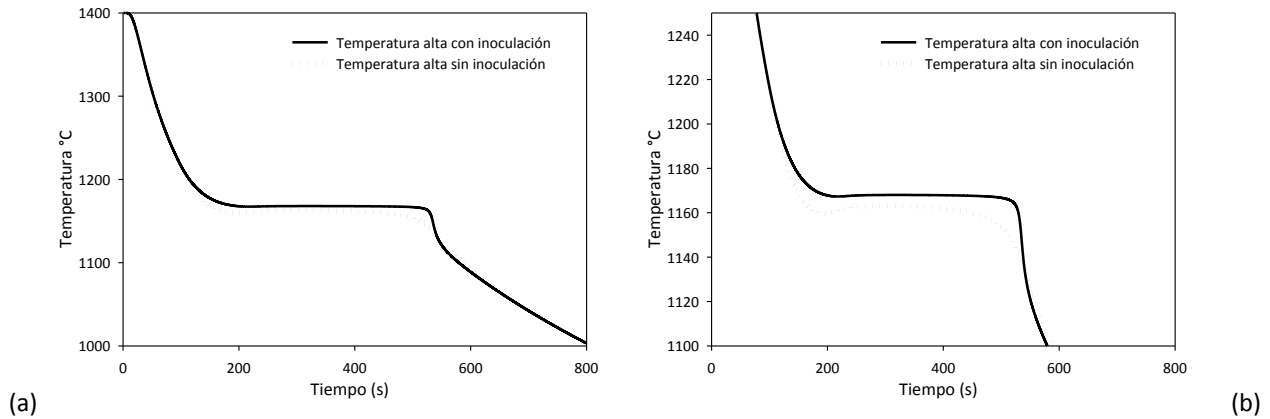


Figura 4. 17 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta con y sin inoculación. (b) Acercamiento de la curva 4.17 (a).

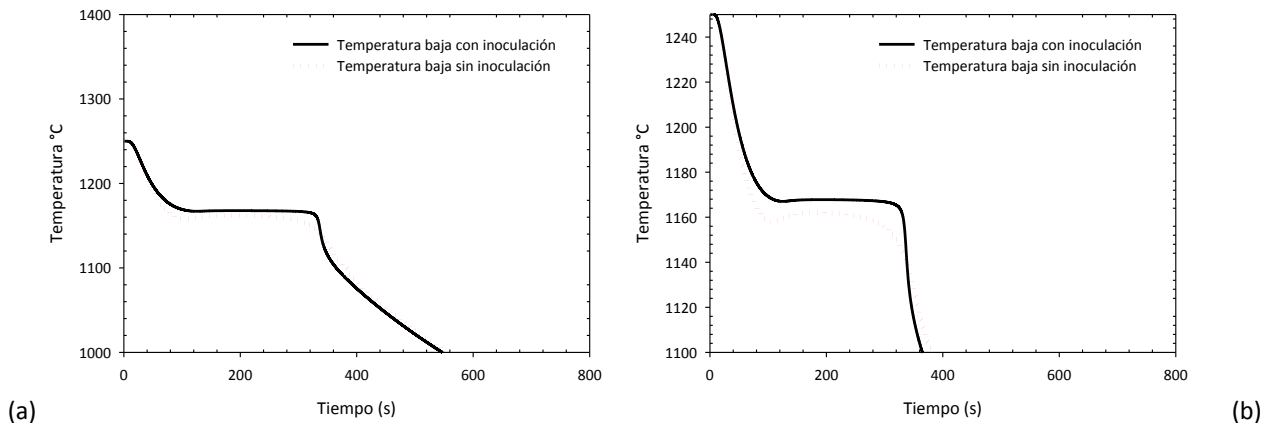


Figura 4. 18 (a) Curvas de enfriamiento simuladas para el caso de la solidificación de la barra de 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja con y sin inoculación. (b) Acercamiento de la curva 4.18 (a).

## COMPARACIÓN DE LAS CURVAS EXPERIMENTALES CON LAS SIMULADAS

Al comparar las curvas de enfriamiento experimentales con las curvas obtenidas con el macromicromodelo para las barras de hierro gris eutéctico de 2 cm de diámetro, a temperatura de colada alta y con inoculación, Figura 4.19 (a) y a temperatura de colada baja con inoculación, Figura 4.19 (b), se aprecian diferencias considerables.



Estas diferencias están relacionadas a las complicaciones que se presentaron a lo largo del desarrollo experimental de este trabajo. La complejidad del sistema y la rapidez de respuesta por parte de los termopares impidieron registrar las historias térmicas a partir de las temperaturas de colada planteadas en el diseño experimental, no obstante el registro de la temperatura en la olla antes de vaciar a los moldes siempre fue el correspondiente a cada condición experimental, 1400°C para la temperatura alta y 1250°C para la temperatura baja. Otro factor importante es que las propiedades termofísicas empleadas en el modelo corresponden a datos reportados en la literatura y no fueron determinadas experimentalmente.

Continuando con la comparación de las curvas de enfriamiento experimentales con las simuladas, se observa que en el caso de temperatura de colada alta con inoculación las diferencias son muy evidentes y sólo hay un ligero empalme cuando se alcanza la temperatura de recalescencia máxima. En el caso de temperatura de colada baja con inoculación, se observa que las curvas se empalman en la región donde inicia la nucleación y se mantienen hasta alcanzar la temperatura de recalescencia máxima, sin llegar hasta el punto del fin de la solidificación.

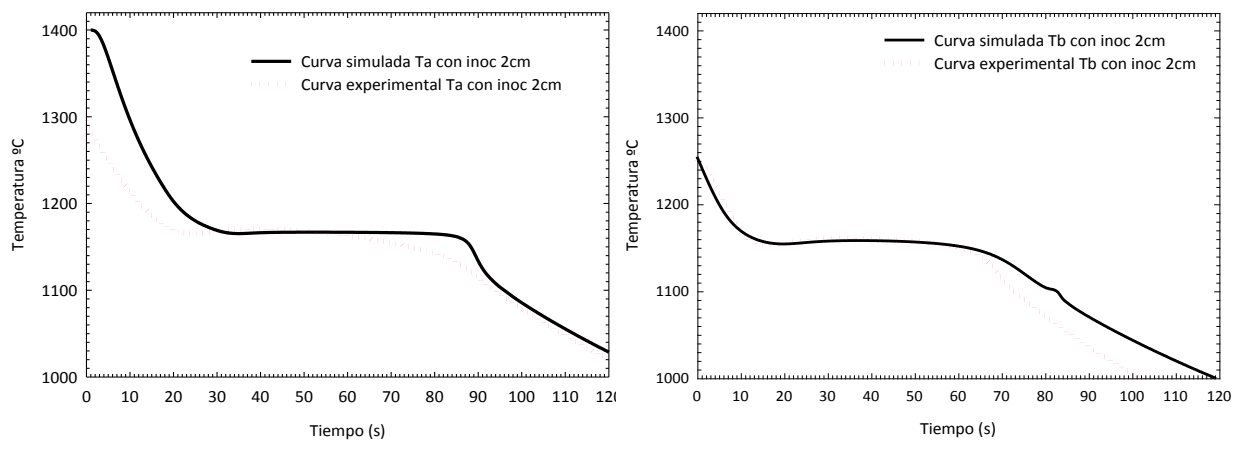
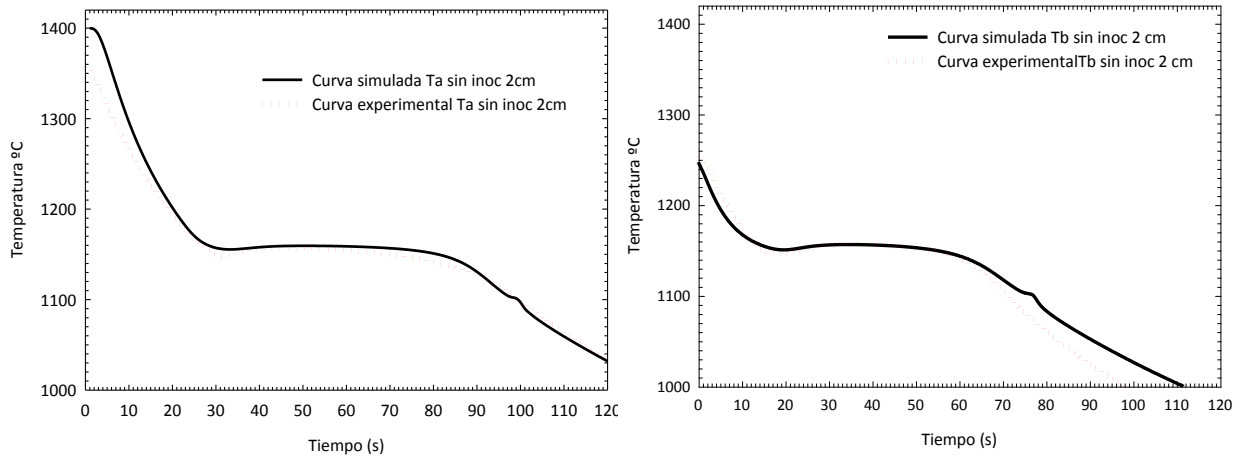


Figura 4. 19 (a) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 2 cm de diámetro coladas a temperatura alta con inoculación, (b) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 2 cm de diámetro coladas a temperatura baja con inoculación.

En el caso de temperatura de colada alta sin inoculación, Figura 4.20 (a) y temperatura de colada baja sin inoculación, Figura 4.20 (b), se presenta una mejor concordancia cualitativa. En el primer caso hay empalmamiento prácticamente desde el inicio de la nucleación hasta que se alcanza la TRM y se mantiene hasta el final de la solidificación, en el caso de temperatura baja sin inoculación

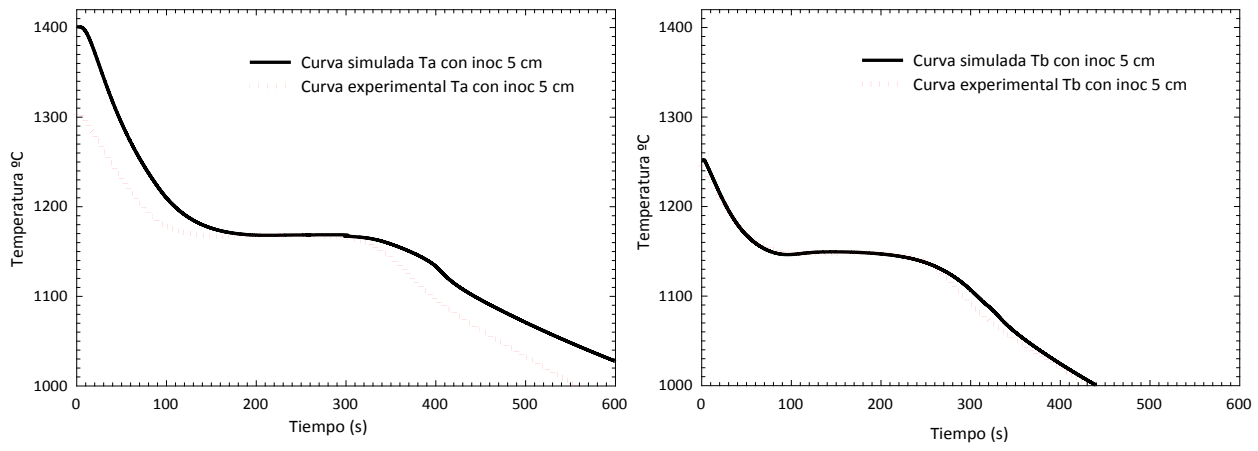
el empalme no se mantiene hasta el fin de la solidificación pero si se aprecia en la zona donde inicia la nucleación hasta alcanzar la TRM.



(a) (b)

Figura 4. 20 (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.

En el caso de las barras de hierro gris eutéctico con diámetro de 5 cm correspondientes a temperatura de colada alta con inoculación, Figura 4.21(a), y temperatura de colada baja también con inoculación, Figura 4.21(b), se aprecia que hay mayor similitud y empalmamiento en el caso de temperatura de colada baja.



(a)

Figura 4. 21 (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.

Este mismo patrón se presenta en el caso de temperatura de colada alta sin inoculación, Figura 4.22(a) y temperatura baja sin inoculación, Figura 4.22(b). La mayor concordancia se presenta en las curvas coladas a temperatura baja prácticamente en todos los casos.

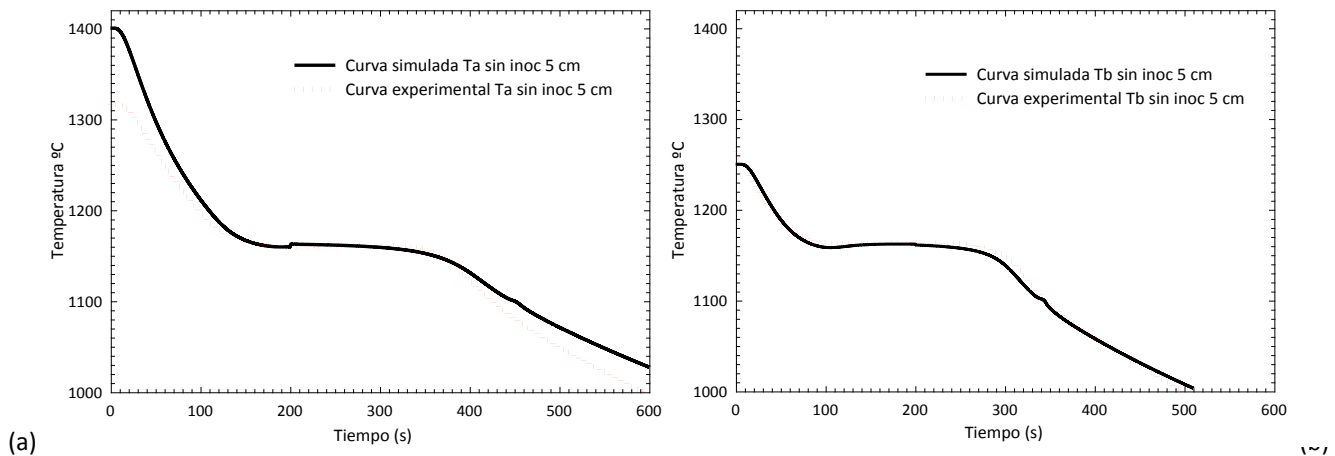


Figura 4. 22 (a) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 5 cm de diámetro coladas a temperatura alta sin inoculación, (b) Curvas de enfriamiento experimental y simulada para el caso de la solidificación de las barras de 5 cm de diámetro coladas a temperatura baja sin inoculación.

## PREDICCIÓN MICROESTRUCTURAL

### EFFECTO DE LA INOCULACIÓN SOBRE LA FORMACIÓN DE PSEUDOLEDEBURITA

Con la finalidad de explicar las tendencias mostradas respecto de la presencia y ubicación de la pseudolediburita, como una función de la posición radial y del nivel de inoculación en las barras de hierro gris eutéctico obtenidas experimentalmente, se procedió mediante el macromicromodelo a obtener curvas que permiten predecir la formación de este microconstituyente. Las predicciones del modelo para el caso de las probetas de 2 cm de diámetro sin inoculación coladas a temperatura baja se muestran en la Figura 4.23. En esta curva se puede observar que el modelo predice una mayor cantidad de pseudolediburita y una distribución irregular de la misma, en comparación con los resultados arrojados por el modelo cuando existe una mayor cantidad de núcleos, lo cual sugiere que la inoculación permite reducir la cantidad de microconstituyente metaestable y obtener un reparto más uniforme del mismo.

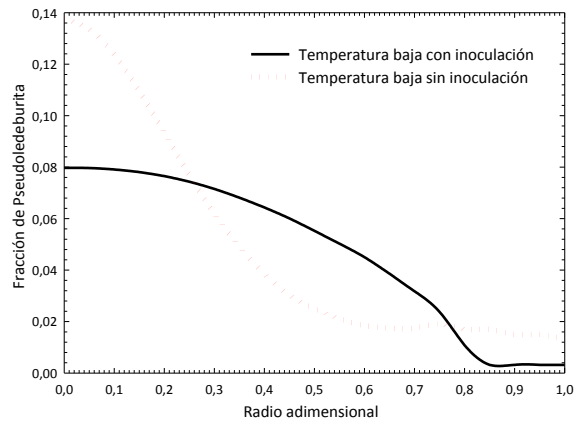


Figura 4. 23 Curva de fracción de Pseudoledeburita vs. Posición radial adimensional simulada para el caso de la barra de 2 cm de diámetro sin inoculación a temperatura de colada baja.

En el caso de las probetas de 5 cm de diámetro, las predicciones obtenidas se muestran en la Figura 4.24, donde puede observarse, nuevamente, la misma tendencia presente en la Figura 4.23: la inoculación promueve la reducción en la cantidad de pseudoledeburita así como un reparto más uniforme en las diferentes posiciones radiales en la pieza.

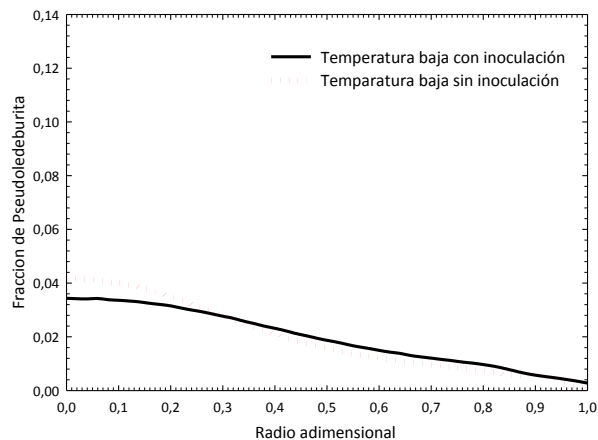


Figura 4. 24 Curva de fracción de Pseudoledeburita vs. Posición radial adimensional simulada para el caso de la barra de 5 cm de diámetro con y sin inoculación a temperatura de colada baja.

## PROPUESTA FENOMENOLÓGICA

De lo anterior, resulta interesante analizar en más detalle la información disponible para explicar los resultados experimentales respecto del incremento en el blanqueado como resultado de la ausencia de inoculación, el papel de los efectos combinados de las variables sobre la tendencia al blanqueado 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 éstos aspectos porque son los únicos con una evidencia experimental estadísticamente significativa.

Con relación al efecto de la inoculación, 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.

Recordando que A representa a la temperatura de colada, B a la inoculación y C al diámetro, el efecto combinado AB resultó ser significativo y con signo positivo, lo cual implica que cuando se incrementa la temperatura de colada y se inocula al metal líquido se tiene una menor tendencia al blanqueado, es decir, se incrementa la temperatura de recalcificación máxima. Este efecto combinado podría deberse a que la mayor cantidad de calor sensible que debe de ser desalojado del metal antes de iniciar la solidificación provoca una mayor saturación del material de moldeo. Ello, aunado con la presencia de un mayor número de núcleos asociados con la inoculación, provoca la presencia de condiciones que tienden a evitar que el líquido alcance los subenfriamientos requeridos para que se presente la solidificación metaestable.

También se detectó que las interacciones AC presentaban un efecto combinado significativo y de signo negativo, lo cual sugiere que al incrementarse estas dos variables existe una disminución en la TRM, promoviendo así el blanqueado. Un razonamiento que podría explicar este comportamiento se relaciona con la posible disolución de embriones, que podrían fungir como centros de nucleación durante la solidificación como resultado de las altas temperaturas así como del mayor tiempo disponible para que se presente dicho fenómeno, resultado de la mayor energía que debe disipar la probeta de mayor diámetro para iniciar su solidificación.

Por otra parte, el análisis estadístico de los resultados experimentales muestra que el efecto combinado BC es significativo y con signo negativo, lo cual indica que la presencia de inoculación en el caso de las probetas de mayor radio provoca una disminución en la TRM, lo cual resulta explicable sólo si se supone que la efectividad de la inoculación disminuye como resultado del mayor tiempo de residencia en el metal líquido previo al inicio de la solidificación al compararlo con el caso de la probeta de menor radio. Es claro que ésta como el resto de las explicaciones propuestas para los efectos combinados, deberán ser analizadas y soportadas con más información experimental antes de ser aceptadas o rechazadas por completo.

La evidencia experimental mostró que en condiciones favorables para la presencia del blanqueado, las microestructuras observadas indican la presencia de mayores cantidades de pseudoledeburita en las regiones adyacentes a la intercara metal molde, es decir, en la orilla y en la zona cercana al eje de simetría del cilindro. Con la finalidad de explicar estas tendencias en cuanto a la presencia y ubicación del microconstituyente ledeburita como una función de la posición radial en las barras de hierro gris eutéctico obtenidas experimentalmente, se procedió a analizar fenomenológicamente el proceso a partir del análisis de la interdependencia que existe entre varias características asociadas a la evolución de la fracción sólida en diferentes posiciones dentro del metal, como lo revela el modelo empleado.

Durante la solidificación se forman ciertas microestructuras, las cuales dependen de 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 precisamente el subenfriamiento: a mayor 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 4.25 muestra las predicciones del modelo para la evolución de diferentes parámetros relevantes durante la solidificación de una barra cilíndrica de hierro gris eutéctico inicialmente en estado líquido y que se enfría en un molde de arena. También muestra la evolución simultánea de la velocidad local de solidificación ( $dfs/dt$ ), del flujo volumétrico de calor local disipado  $Q_c$  y del gradiente térmico ( $dt/dr$ ), en función del tiempo y de la posición. Estas gráficas muestran la simulación correspondiente a la solidificación de barras de sección cilíndrica de 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. La curva O se refiere al eje de simetría de la barra de hierro, la curva i se refiere a la intercara metal-molde y la curva 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).

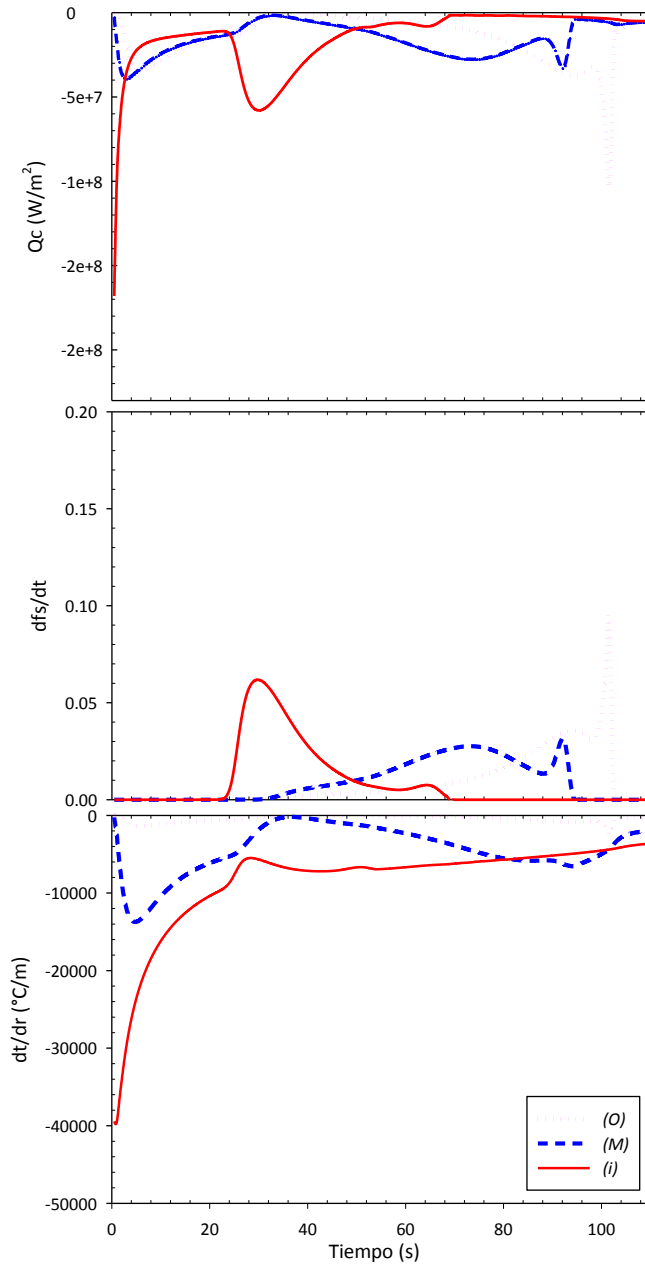


Figura 4. 25 Predicciones del modelo para velocidad de solidificación  $dfs/dr$ , flujo de calor volumétrico disipado  $Q_c$  y gradiente térmico  $dT/dr$  como una función de tiempo para los casos de temperatura de colada alta sin inoculación.

Se observa que al inicio del proceso de solidificación, el mayor gradiente térmico se presenta en la zona cercana a la intercara, (grafico  $dt/dr$ ), esto se debe a que en el momento en que llega el metal líquido y hace contacto con el molde a temperatura ambiente se provoca un choque térmico que se traduce en un valor muy grande de flujo de calor que abandona al metal en ésta zona (grafico  $Q_c$ ) promoviendo un incremento en los gradientes térmicos al interior de la pieza y provocando que se empiece a transferir calor de las zonas internas hacia el exterior.

Después de cierto tiempo, el sistema alcanza en todas sus regiones un enfriamiento controlado por la baja difusividad térmica de la arena, que se observa para el elemento nodal intermedio después del primer mínimo en  $Q_c$ . 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 (líneas M y O), cambian y disminuyen hacia valores casi nulos y así se mantienen hasta que el calor latente liberado por la solidificación de 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, y 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, que provoca que el calor latente generado 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 de la arena y el material de moldeo constituye una barrera que se opone al libre transito de la energía térmica, provocando con estos cambios en los gradientes térmicos  $dT/dr$  ( $^{\circ}C/m$ ) en las diferentes posiciones radiales de la pieza.

Al existir un cambio en los gradientes y dependiendo de la magnitud que tengan, también cambiarán los flujos de calor volumétrico disipado ( $Q_c$ ), y por tanto, los subenfriamientos actuantes localmente y 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 se pueden presentar, para subenfriamientos lo suficientemente elevados, la presencia de microconstituyentes metaestables, como se observó experimentalmente.

En la gráfica correspondiente a  $dT/dr$  (Figura 4.25), se aprecia que los gradientes térmicos tienden a cero, y al inicio existe un mayor gradiente térmico en la zona i. En esta zona es donde, después de la intercara molde-metal, se lleva a cabo el inicio de la solidificación (Figura 4.25, gráfica  $dfs/dt$ ), cambiando notoriamente la evolución de los gradientes térmicos en las zonas M y O. El inicio de la solidificación en estos puntos, se lleva a cabo hasta que la mayor cantidad del calor latente generado por la reacción eutéctica del hierro gris en la zona i, se ha transferido ya a través de la interfase metal-molde hacia el exterior, momento en que esa zona es capaz de disminuir su



temperatura. Esto ocurre 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.

Con el análisis de las gráficas se puede observar que la solidificación se realiza a partir de la orilla de la barra hacia el centro. Lo anterior implica que durante la solidificación del último líquido que queda remanente en la región cercana al eje de simetría, éste se encuentra rodeado de un cilindro sólido hueco previamente solidificado, con una gran masa y que se encuentra en régimen de franco enfriamiento del sólido. Esto provoca que grandes cantidades de calor sean extraídas de la región central, (ver curva  $Q_c$  línea O, Figura 4.25), y se provoquen altos subenfriamientos en el líquido que está solidificando, provocando a su vez condiciones propicias para la formación del microconstituyente metaestable, como se puede apreciar en el último pico que presenta la evolución de  $dfs/dt$  para esta región.

Al comparar las evoluciones de la velocidad de solidificación en las tres posiciones consideradas (Figura 4.25), se aprecia que todas 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 que las mayores cantidades de microconstituyentes metaestables se forman en el centro de la probeta, como muestra el hecho de que la evolución de  $dfs/dt$  en esta zona es la que presenta el mayor segundo máximo.

Con esto se puede decir que en piezas cilíndricas o de geometría similar y bajo estas condiciones, es decir hierro gris eutéctico que es vaciado dentro de un molde de arena sílica, se presentan subenfriamientos de gran magnitud en el centro térmico de las piezas durante las últimas etapas de solidificación, provocados por el cambio de los gradientes térmicos generados al interior de la pieza. Ello afectará las condiciones locales de la solidificación en función de la posición radial, lo cual se traduce en la presencia de diferentes características microestructurales en función de la posición radial dentro de la pieza.

---

## CONCLUSIONES

- Se observa que un incremento en la inoculación provoca un aumento en la TRM indicando que su presencia disminuye la tendencia al blanqueado. El análisis metalográfico de las probetas experimentales soporta esta aseveración al mostrar que la presencia de inoculación reduce la cantidad de pseudoledeburita presente
- En las condiciones experimentales presentes en este trabajo, las variables diámetro de la pieza y temperatura de colada no mostraron tener un efecto estadísticamente significativo sobre la tendencia al blanqueado.
- El análisis estadístico de los resultados experimentales muestra la existencia de tres efectos combinados estadísticamente significativos. Recordando que A representa a la Temperatura de Colada, B a la inoculación y C al diámetro, el efecto combinado AB resultó ser significativo y con signo positivo, lo cual implica que cuando se incrementa la Temperatura de Colada y se inocula al metal líquido se tiene una menor tendencia al blanqueado, es decir, se incrementa la temperatura de recalcencia máxima. También se detectó que las interacciones AC presentaban un efecto combinado significativo y de signo negativo, lo cual sugiere que al incrementarse estas dos variables existe una disminución en la TRM promoviendo así el blanqueado.
- El análisis metalográfico de 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 las regiones cercanas a la orilla y en la región cercana al eje de simetría.
- Se elaboró un modelo mecanístico determinístico con el fin de simular el enfriamiento y solidificación de fundiciones de hierro gris eutéctico. Los resultados experimentales y las predicciones del modelo muestran una buena concordancia cualitativa en las historias térmicas en cuanto al efecto de la inoculación con respecto a la Temperatura de Recalcencia Máxima.
- El nivel de inoculación es una variable determinante en la presencia de pseudoledeburita y tiene un efecto significativo en la Temperatura de Recalcencia Máxima. La ausencia de

inoculación favorece la formación de pseudoledeburita, es decir, incrementa la tendencia al blanqueado.

---

## BIBLIOGRAFÍA

1. <sup>1</sup> Stefanescu, Doru Michael. *Casting*. Metals Handbook. Vol. 15, 9<sup>th</sup> Edition, pp. 168-181, 1988.
2. <sup>1</sup> Shea, M. M. *AFS Transactions*. Vol. 86, pp. 7-12, 1978.
3. <sup>1</sup> Elliott, R. *Cast Iron Technology*. Butterworths, 1988.
4. <sup>1</sup> Ruff, G. F. and J. F. Wallace. *AFS Transactions*. Vol. 85, pp. 167-178. 1977.
5. <sup>1</sup> Evans, W. J. and A. Hetke. *AFS Transactions*. Vol. 89, pp. 277-292. 1981.
6. <sup>1</sup> Janowak, F. and R. B. Gundlach. *AFS Transactions*. Vol. 90, p. 117. 1982.
7. <sup>1</sup> Ekpoom, N. and R.W. Heine. *AFS Transactions*. Vol. 89, pp. 27 – 38. 1991.
8. <sup>1</sup> Stefanescu, D. M.; Martínez, F. and I. G. Chen. “Solidification Behavior Hypoeutectic and Eutectic Compacted Graphite Cast Irons. Chilling Tendency and Eutectic Cells”. *AFS Transactions*. Vol. 16, pp. 205-216. 1983.
9. <sup>1</sup> Stefanescu, D. M. “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. pp. 3-20. 1993.
10. <sup>1</sup> Fras, E.; Kapturkiewicz, W. and H. F. López. “Macro and Micro Modeling of Solidification Kinetics of Castings”. *AFS Transactions*. pp. 583-591. 1992.\*\*
11. <sup>1</sup> Upadhyya, G. and 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, pp. 925-933. 1982.
12. <sup>1</sup> Peroza, Gladys; Figuera, Eisten; Rizzo, Norberto y Omar Sayago. “Diseño de Programa Computacional para Evaluar la Solidificación de Hierro Nodular Comercial”, *Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales*. Vol. 25, pp. 15-22. 2005.
13. <sup>1</sup> Haidong, Zhao 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.
14. <sup>1</sup> Bradley, F. J. “On Micro-Modeling of Eutectic Ductile Iron Solidification”. *Scripta Metallurgical et Materialia*. Vol. 25, p.p. 2091-2096. 1995.
15. <sup>1</sup> Chang, S.; Shangguan, D. and D. M. Stefanescu. “Prediction of Microstructural Evolution in SG Cast Iron from Solidification to Room Temperature”. *AFS Transaction*. pp. 531-541. 1991.
16. <sup>1</sup> Nastac, L. and D. M. Stefanescu. “Prediction of Gray-to-White Transition in Cast Iron by Solidification Modeling”. *AFS Transactions*. Vol. 58, pp. 329-336. 1995.
17. <sup>1</sup> Lacaze, J.; Castro, M. and G. Lesoult. “Solidification of Spheroidal Graphite Cast Irons-II. Numerical Simulation”. *Elsevier Science*. Vol. 46, No. 3, pp. 997-1010. 1998.
18. <sup>1</sup> Onsoien, M. I.; Grong, O.; Gundersen, O. and T. Skaland. “A Process Model for the Microstructure Evolution in Ductile Cast Iron: Pop. art I. The Model”. *Metallurgical and Materials Transactions*. Vol. 30A, april 1999. p. 1053.
19. <sup>1</sup> Onsoien, *et. alt. Op. cit.*, p. 1069.
20. <sup>1</sup> Aizawa, T. *Imono*. No. 50, p. 33. 1978.
21. <sup>1</sup> Stefanescu, D. M. *Dissertation*. Polytechnic Institute of Bucharest, 1973.
22. <sup>1</sup> Stefanescu, D. M. and S. Trufinescu. *Z. Metall.* No. 9 p. 610. 1974.
23. <sup>1</sup> Fredriksson, H. and L. Svensson, en: Fredriksson, H. and M. Hillert (Eds.) *The Physical Metallurgy of Cast Iron*. Ed. Elsevier, pp. 273–284. 1985.
24. <sup>1</sup> Stefanescu, D. M. and C. Kanetkar, en: Srolovitz D. J. (Ed.) *Computer Simulation of Microstructural Evolution*. The Metallurgical Society. Warrendale, PA, pp. 171–188. 1985.

25. <sup>1</sup> Lacaze, J.; Castro, M.; Selig, C. and G. Lesoult, en: Rappaz, M. *et. alt.* (Eds.) *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes V*. The Metallurgical Society, Warrendale, PA, pp. 473–478. 1991.
26. <sup>1</sup>E. Frás, W. Kapturkiewicz, A.A. Burbielko, in: M. Croos, J. Campbell (Eds.), *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes VII*, The Metallurgical Soc., Warrendale, PA, 1995, pp. 679–686.
27. <sup>1</sup>H. Fredriksson, J.T. Thorgrímsson, I.L. Svensson, in: H. Fredriksson (Ed.), *State of the Art of Computer Simulation of Casting and Solidification Processes*, Les Editions de Physique, Les Ulis, France, 1986, pp. 267–275.
28. <sup>1</sup>D.M. Stefanescu, C.S. Kanetkar, in: H. Fredriksson (Ed.), *State of the Art of Computer Simulation of Casting and Solidification Processes*, Les Editions de Physique, Les Ulis, France, 1986, pp. 255–266.
29. <sup>1</sup>K.C. Su, I. Ohnaka, I. Yamauchi, T. Fukusako, in: H. Fredriksson, M. Hillert (Eds.), *The Physical Metallurgy of Cast Iron*, Elsevier, 1985, pp. 181–189.
30. <sup>1</sup>S. Chang, D. Shangguan, D.M. Stefanescu, *Metall. Trans.* 22A (1991) 915
31. <sup>1</sup>D.M. Stefanescu, C.S. Kanetkar, *AFS Trans.* (1987) 139–144
32. <sup>1</sup>L. Nastac, D.M. Stefanescu, *AFS Trans.* 103 (1995) 329–337
33. <sup>1</sup>F. Mampey, in: G. Lesoult, J. Lacaze (Eds.), *Physical Metallurgy of Cast Iron V*, Scitec Publications, Switzerland, 1997, pp. 73–88
34. <sup>1</sup>E. Frás, M. Górný and H.F. López “The transition from grey to white Cast Iron during Solidification: Part I. Theoretical Background”, *Metallurgical and Materials Transactions*, 36A-11, pp.3075. 2005
35. <sup>1</sup>K.G. Upadhyaya, D. K. Banerjee D.M. Stefanescu, J.L. Hill “Heat Transfer-Solidification Kinetics Modeling of Structural Transitions. Chill Formayion in Gray Iron”. *AFS Transactions*, pp. 699-706, Vol. 90-156
36. <sup>1</sup>T. Kitsudou, T.Okabe,K. Fujita y Y. Nakayama “Effect of Graphite Morphology on Shrinkag Cavity Formation on Spheroidal Graphite iron Cast in Metal Mold”, Vol.29 (1989), No.9, pp.771-780
37. <sup>1</sup>E. P. Box, George. *Statistics for Experimenters. An Introduction to Design, Data Analysis, and Model Building*. John Wiley & Sons. U.S.A. 1978

---

# ÍNDICE DE FIGURAS

|  |    |
|--|----|
| FIGURA 1.1 DIAGRAMA FE-C Y FE- $FE_3C$ .   | 3  |
| FIGURA 1. 2 TIPOS DE GRAFITO QUE SE PRESENTAN EN LOS HIERROS GRISES.   | 6  |
| FIGURA 1. 3 REPRESENTACIÓN GRÁFICA DE LAS CURVAS DE ENFRIAMIENTO QUE CORRESPONDEN A DIFERENTES VELOCIDADES.  | 7  |
| FIGURA 1. 4 CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO BAJO LAS QUE SE PRESENTA UNA ESTRUCTURA MOTEADA O ATRUCHADA Y UNA ZONA COMPLETAMENTE GRIS, DEBIDO AL SUBENFRIAMIENTO.  | 8  |
| FIGURA 1. 5 CONDICIONES DE ENFRIAMIENTO BAJO LAS QUE SE FAVORECE LA PRESENCIA DE CARBUROS.   | 9  |
| FIGURA 1. 6 TEMPERATURAS Y TIEMPOS CARACTERÍSTICOS DE UN HIERRO GRIS HIPOEUTÉCTICO.  | 11 |
|  |    |
| FIGURA 2. 1 ESQUEMA DEL SISTEMA DE ESTUDIO.  | 18 |
| FIGURA 2. 2 REPRESENTACIÓN DE LA DISCRETIZACIÓN DEL SISTEMA PARA EL METAL Y EL MOLDE DE ARENA,   | 20 |
| FIGURA 2. 3 NODO ÚNICO TIPO 1.   | 21 |
| FIGURA 2. 4 FAMILIA NODAL M.   | 22 |
| FIGURA 2. 5 NODO ÚNICO TIPO 2. CORRESPONDE A LA INTERCARA METAL/MOLDE.   | 23 |
| FIGURA 2. 6 FAMILIA NODAL S CORRESPONDE AL SENO DEL MOLDE DE ARENA.  | 24 |
| FIGURA 2. 7 NODO ÚNICO TIPO 3 CORRESPONDE A LA INTERCARA MOLDE/MEDIO AMBIENTE.   | 25 |
| FIGURA 2.8 ETAPAS DEL PROCESO DE ENFRIAMIENTO Y SOLIDIFICACIÓN.  | 26 |
|  |    |
| FIGURA 3. 1 MOLDES FABRICADOS PARA OBTENER LAS BARRAS DE 2 CM Y 5 CM DE DIÁMETRO.  | 35 |
| FIGURA 3.2 ARREGLO EXPERIMENTAL PARA LA OBTENCIÓN DE LAS CURVAS DE ENFRIAMIENTO.   | 37 |
| FIGURA 3. 3 ESQUEMA QUE MUESTRA LA ZONA DE CORTE PARA LA OBTENCIÓN DE MUESTRAS.  | 38 |
|  |    |
| FIGURA 4. 1 PARETO QUE MUESTRA LOS EFECTOS SIGNIFICATIVOS SOBRE LA TRM.  | 44 |
| FIGURA 4. 2 NIVELES MÁXIMOS Y MÍNIMOS DE TRM PARA LAS DIFERENTES CONDICIONES EXPERIMENTALES  | 45 |
| FIGURA 4. 3 (A) Y (B) CURVAS DE ENFRIAMIENTO ASOCIADAS A LA SOLIDIFICACIÓN BARRAS DE HIERRO GRIS EUTÉCTICO   | 46 |
| FIGURA 4. 4 MICROESTRUCTURAS ASOCIADAS CON LA MUESTRA CORRESPONDIENTE A UN DIÁMETRO DE 2 CM,   | 47 |
| FIGURA 4. 5 MICROESTRUCTURAS ASOCIADAS CON LA MUESTRA CORRESPONDIENTE A UN DIÁMETRO DE 2 CM,   | 48 |
| FIGURA 4. 6 MICROESTRUCTURAS ASOCIADAS CON LA MUESTRA CORRESPONDIENTE A UN DIÁMETRO DE 2 CM,   | 49 |
| FIGURA 4. 7 MICROESTRUCTURAS ASOCIADAS CON LA MUESTRA CORRESPONDIENTE A UN DIÁMETRO DE 2 CM,   | 50 |
| FIGURA 4. 8 MICROESTRUCTURAS ASOCIADAS CON LA MUESTRA CORRESPONDIENTE A UN DIÁMETRO DE 2 CM,   | 51 |
| FIGURA 4. 9 MICROESTRUCTURAS ASOCIADAS A LA MUESTRA CORRESPONDIENTE A UN DIÁMETRO DE 5 CM, TEMPERATURA DE COLADA BAJA Y SIN INOCULACIÓN.   | 53 |
| FIGURA 4. 10 MICROESTRUCTURAS ASOCIADAS A LA MUESTRA CORRESPONDIENTE A UN DIÁMETRO DE 5 CM, TEMPERATURA DE COLADA ALTA Y CON INOCULACIÓN.  | 54 |
| FIGURA 4. 11 MICROESTRUCTURAS ASOCIADAS A LA MUESTRA CORRESPONDIENTE A UN DIÁMETRO DE 5 CM, TEMPERATURA DE COLADA ALTA Y SIN INOCULACIÓN.  | 55 |
| FIGURA 4. 12 MICROESTRUCTURAS ASOCIADAS A LA MUESTRA CORRESPONDIENTE A UN DIÁMETRO DE 5 CM, TEMPERATURA DE COLADA BAJA Y CON INOCULACIÓN   | 56 |
| FIGURA 4. 13 (A) Y (B) CURVAS DE ENFRIAMIENTO TÍPICAMENTE ASOCIADAS A LA SOLIDIFICACIÓN DE HIERRO COLADO EUTÉCTICO   | 57 |
| FIGURA 4. 14 MICROESTRUCTURA QUE CORRESPONDE AL CASO DE TEMPERATURA  | 57 |
| 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 ALTA, (B) ACERCAMIENTO DE LA CURVA 4.15 (A). | 59 |
| FIGURA 4. 16 (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 4.16 (A). | 59 |
| 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 ALTA CON Y SIN INOCULACIÓN. (B) ACERCAMIENTO DE LA CURVA 4.17 (A).   | 60 |

|   |           |
|---|-----------|
| <u>FIGURA 4. 18 (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 4.18 (A).</u>   | <u>60</u> |
| <u>FIGURA 4. 19 (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.</u> | <u>61</u> |
| <u>FIGURA 4. 20 (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.</u> | <u>62</u> |
| <u>FIGURA 4. 21 (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.</u> | <u>62</u> |
| <u>FIGURA 4. 22 (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.</u> | <u>63</u> |
| <u>FIGURA 4. 23 CURVA DE FRACCIÓN DE PSEUDOLEDEBURITA VS. POSICIÓN RADIAL ADIMENSIONAL SIMULADA PARA EL CASO DE LA BARRA DE 2 CM DE DIÁMETRO SIN INOCULACIÓN A TEMPERATURA DE COLADA BAJA.</u>  | <u>64</u> |
| <u>FIGURA 4. 24 CURVA DE FRACCIÓN DE PSEUDOS-LEDEBURITA VS. POSICIÓN RADIAL ADIMENSIONAL SIMULADA PARA EL CASO DE LA BARRA DE 5 CM DE DIÁMETRO CON Y SIN INOCULACIÓN A TEMPERATURA DE COLADA BAJA.</u>  | <u>64</u> |
| <u>FIGURA 4. 25 PREDICCIONES DEL MODELO PARA VELOCIDAD DE SOLIDIFICACIÓN <math>df_s/dr</math>, FLUJO DE CALOR VOLUMÉTRICO DISIPADO <math>q_c</math> Y GRADIENTE TÉRMICO <math>dt/dr</math> COMO UNA FUNCIÓN DE TIEMPO PARA LOS CASOS DE TEMPERATURA DE COLADA ALTA SIN INOCULACIÓN.</u>   | <u>67</u> |