



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

---

---

FACULTAD DE QUÍMICA

*“EFECTO DEL NIVEL DE INOCULACIÓN SOBRE  
LA DENSIDAD DEL GRAFITO COMPACTO EN UN CGI  
(COMPACTED GRAPHITE IRON)”*

T E S I S

QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:  
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO

PRESENTA:

**MARCOS GUEVARA TORRES**



CIUDAD UNIVERSITARIA, CD. MX.

2017



Universidad Nacional  
Autónoma de México



**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. José Alejandro García Hinojosa

**VOCAL:** M. en M. Arturo Alejandro Sánchez Santiago

**SECRETARIO:** M. en I. Agustín Gerardo Ruíz Tamayo

**1er. SUPLENTE:** M. en I. María Gabriela González Flores

**2do. SUPLENTE:** M. en M. Eusebio Cándido Atlatenco Tlapanco

**SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:**

UNAM, FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO “D”, DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA, ÁREA DE FUNDICIÓN Y MATERIALES.

**ASESOR DEL TEMA:**

-----  
**M. en I. AGUSTÍN GERARDO RUÍZ TAMAYO**

**SUPERVISOR TÉCNICO:**

-----  
**M. en M. EUSEBIO CÁNDIDO ATLATENCO TLAPANCO**

**SUSTENTANTE:**

-----  
**MARCOS GUEVARA TORRES**

## ÍNDICE

Índice de figuras	V
Índice de tablas	VII
Resumen	VIII
Hipótesis	IX
Objetivos	IX
Capítulo 1: Introducción	1
Capítulo 2: Antecedentes	2
Capítulo 3: Fundamentos teóricos	3
3.1. Fundiciones férreas	3
3.2. Clasificación de los hierros colados	4
3.2.1. Hierro gris	8
3.2.2. Hierro dúctil	10
3.2.3. Hierro vermicular	12
3.3. Influencia de la composición química en las fundiciones	15
3.4. Solidificación en metales y aleaciones	19
3.4.1. Nucleación homogénea y heterogénea	19
3.4.2. Nucleación heterogénea	19
3.5. Tratamientos al metal líquido	21
3.5.1. Inoculación	21
3.5.1.1. Inoculación temprana (en la olla)	22
3.5.1.2. Inoculación tardía (post-inoculación)	23
3.5.1.3. Inoculación en el molde	24
3.5.2. Nodularización	27
3.5.2.1. Método “Sándwich”	29
3.6. Análisis térmico	30
3.7. Análisis metalográfico	33
3.8. Análisis de imágenes	33
3.9. Propiedades mecánicas	34
3.9.1. Dureza	34
3.9.1.1. Dureza Brinell	35

3.10. Moldeo	36
3.10.1. Moldeo Silicato – CO <sub>2</sub>	36
Capítulo 4: Desarrollo experimental	38
4.1. Moldeo	39
4.2. Fusión	40
4.3. Caracterización del material	43
Capítulo 5: Resultados y análisis	45
5.1. Composición química	45
5.2. Análisis térmico	49
5.3. Análisis microestructural	53
5.4. Propiedad mecánica	57
Capítulo 6: Análisis global	60
Capítulo 7: Conclusiones	62
Recomendaciones	63
Bibliografía	64
Apéndices	66
Apéndice A	66
Apéndice B	71
Apéndice C	77
Apéndice D	81

## ÍNDICE DE FIGURAS

3.1. Morfologías del grafito según su tipo.	5
3.2. Tipos de hojuela que pueden presentarse en el hierro gris.	10
3.3. Hierro gris con grafito tipo A.	10
3.4. Hierro dúctil con densidad aproximada de 300 nódulos/mm <sup>2</sup> .	12
3.5. Hierro vermicular sin ataque. 100X.	15
3.6. Hierro vermicular ferrítico – perlítico. 100X.	15
3.7. Efecto de los elementos grafitizantes y antigrafitizantes según su contenido.	16
3.8. Esquema representativo de la solidificación a una cierta composición .	21
3.9. Curvas de enfriamiento de un hierro sin inocular (a) y de un hierro inoculado (b).	22
3.10. Representación de la inoculación “temprana”.	23
3.11. Representación de la inoculación “tardía”.	24
3.12. Representación de la inoculación “en el molde”.	24
3.13. Curva que muestra el decaimiento de los núcleos para que precipite el grafito.	25
3.14. Celda hcp del grafito con los ejes a través de los cuales crece el esferoide.	28
3.15. Clasificación por grupos de los métodos de nodularización.	29
3.16. Esquema que muestra las relaciones de la olla de tratamiento usada en el método “Sándwich”.	30
3.17. Curva de enfriamiento con los puntos de mayor relevancia durante la solidificación.	32
4.1. Esquema general de las etapas del desarrollo experimental.	38
4.2. a) soldado de termopares, b) moldes con termopares ensamblados y sellados con Shell y c) moldes con los termopares conectados al adquisidor de datos.	40
4.3. a) precalentamiento de la olla de colada, b) toma de temperatura del metal en el horno y c) reacción del magnesio durante la nodularización.	42
4.4. a) toma de muestra para el EEA, b) llenado de moldes y c) vaciado del metal a lingoteras.	42
4.5. a) imagen obtenida con “Liss View 8”, b) parámetros empleados en el durómetro Brinell y c) ocular para la medición de la huella producida en la prueba de dureza.	44

5.1. Segmento del subenfriamiento y temperatura eutéctica de las curvas de enfriamiento de la primera fusión.	49
5.2. Segmento del subenfriamiento y temperatura eutéctica de las curvas de enfriamiento de la segunda fusión.	50
T 5.6.1. Microestructura sin ataque del nivel 0.	53
T 5.6.2. Microestructura sin ataque del nivel 1.	53
T 5.6.3. Microestructura sin ataque del nivel 2.	53
T 5.6.4. Microestructura sin ataque del nivel 3.	53
T 5.6.5. Microestructura con ataque del nivel 0.	54
T 5.6.6. Microestructura con ataque del nivel 1.	54
T 5.6.7. Microestructura con ataque del nivel 2.	54
T 5.6.8. Microestructura con ataque del nivel 3.	54
T 5.7.1. Microestructura sin ataque del nivel 1.	55
T 5.7.2. Microestructura sin ataque del nivel 2.	55
T 5.7.3. Microestructura sin ataque del nivel 3.	55
T 5.7.4. Microestructura sin ataque del nivel 1.	55
T 5.7.5. Microestructura sin ataque del nivel 2.	55
T 5.7.6. Microestructura sin ataque del nivel 3.	55
T 5.7.7. Microestructura con ataque del nivel 1.	55
T 5.7.8. Microestructura con ataque del nivel 2.	55
T 5.7.9. Microestructura con ataque del nivel 3.	55
T 5.7.10. Microestructura con ataque del nivel 1.	55
T 5.7.11. Microestructura con ataque del nivel 2.	55
T 5.7.12. Microestructura con ataque del nivel 3.	55

## ÍNDICE DE TABLAS

3.1. Clasificación de los tipos de grafito de acuerdo a la norma ASTM A-247 y su equivalente ISO/R 945-1969.	5
3.2. Clasificación de las fundiciones dúctiles según la norma ASTM A-536.	11
3.3. Clasificación de los hierros vermiculares de acuerdo con la norma ASTM A-842.	13
3.4. Intervalos de dureza Brinell para cada grado de hierro vermicular según la norma ASTM A-842.	13
3.5. Efecto de algunos elementos en los puntos críticos de los sistemas estable y metaestable.	18
3.6. Principales efectos de los elementos de aleación y de los elementos aleantes en la microestructura.	18
3.7. Efecto de los elementos contenidos en los inoculantes.	26
4.1 Condiciones experimentales de las dos fusiones.	44
5.1. Composición química final obtenida por EEA para cada probeta (nivel de inoculación) de la primera fusión.	45
5.2. Cantidades de metal tratado, porcentajes de Mg y Si y valores de dureza y de carbono equivalente de la primera fusión.	47
5.3. Niveles teóricos y reales de inoculación.	48
5.4. Composición química final obtenida por EEA para cada probeta (nivel de inoculación) de la segunda fusión.	48
5.5. Temperaturas de más relevancia en las curvas de enfriamiento de ambas fusiones.	50
5.6. Microestructuras obtenidas en la primera fusión vistas a 100X.	53
5.7. Microestructuras obtenidas en la segunda fusión vistas a 100X.	55
5.8. Características microestructurales de cada una de las probetas.	57
5.9. Dureza y grado del hierro vermicular asociado para cada probeta.	58



## RESUMEN

En el presente trabajo se realizan dos fusiones con el objetivo primordial de obtener un hierro vermicular (fundición caracterizada principalmente por presentar grafito en forma de vermículos o de gusanos interconectados que forman una estructura de coral) para posteriormente estudiar el efecto que tiene en dicha aleación uno de los tratamientos al metal líquido imprescindibles durante su fabricación: la inoculación.

En ambas fusiones se emplea el método de inoculación temprana por su mayor facilidad de ejecución respecto al método tardío y se llevan a cabo coladas con diferentes niveles de inoculante para los fines del trabajo aunado al método “Sándwich” para la nodularización. También se obtiene la composición química de cada probeta (nivel de inoculación) por Espectrometría de Emisión Atómica (EEA), la historia térmica (análisis térmico) con el software “Personal Daq View” Modelo 56, el cual brinda 5 datos por segundo. El termopar que se emplea es tipo K en un molde de Silicato-CO<sub>2</sub>.

A las piezas solidificadas se les realiza preparación metalográfica (con el empleo del software “Liss View 8” para adquirir las micrografías y con el software “Image J” como analizador de imágenes) para la caracterización microestructural y finalmente, se someten a la prueba de dureza Brinell.

Los resultados que se obtienen permiten establecer la tendencia de cada una de las relaciones que plantea dentro de los objetivos este trabajo y también permiten entender el sensible rango de estabilidad que presenta el hierro de grafito compacto para su producción en cuanto a los tratamientos de inoculación y nodularización se refiere y el efecto que también tiene la velocidad de enfriamiento.

## **HIPÓTESIS**

El aumentar de forma controlada la cantidad de núcleos heterogéneos durante la solidificación, mediante la solidificación, provocará el aumento de la cantidad de vermículos de carbono precipitado y la disminución de tamaño del mismo.

## **OBJETIVOS**

Para el presente trabajo se plantean los siguientes objetivos:

- Fabricar un hierro vermicular controlando el %Mg residual y %Ti para estudiar el efecto de la inoculación en el mismo.
- Determinar la relación: “Cantidad de inoculante – Densidad de vermículos – Tamaño de vermículos” para el hierro vermicular que se fabricará.
- A través del análisis térmico establecer la tendencia de la relación: “Nivel de inoculación - Grado de subenfriamiento” para entender el efecto que tiene la inoculación en el hierro vermicular que se fabricará
- Obtener si es posible, la relación: “Grado de subenfriamiento – Densidad de vermículos de carbono precipitado” a través del análisis térmico.

## CAPÍTULO 1: INTRODUCCIÓN <sup>(1)</sup>

El grafito presente en el hierro vermicular (o hierro de grafito compacto) se caracteriza por presentar una morfología de hojuela y por estar interconectado de manera similar al grafito en el hierro gris; sin embargo, estas hojuelas son más anchas y poseen las puntas redondeadas, características que mejoran las propiedades mecánicas del material (ductilidad, conductividad térmica, maquinabilidad, amortiguamiento, resistencia a la fatiga térmica, etc.) y que permiten su uso en aplicaciones donde la disipación del calor, aunado con cierta ductilidad y resistencia mecánica, son fundamentales. Ejemplos de aplicaciones se tienen en los monoblocks, en los colectores de escape, en discos de freno, entre otros.

Por otra parte, para poder obtener un hierro de grafito compacto es necesario llevar a cabo el tratamiento de nodularización empleado para fabricar un hierro dúctil, pero con la diferencia de tener un minucioso control entre los elementos esferoidizantes y antiesferoidizantes (por ejemplo, Mg o Ce y Ti o S, respectivamente) y más específicamente en la relación “Mg / Ti”. Otros aspectos importantes a tomar en cuenta durante la fabricación de hierro vermicular son la velocidad de enfriamiento, ya que las secciones de una pieza industrial son diversas, y finalmente la “habilidad/capacidad” para formar celdas eutécticas para la precipitación del grafito, es decir, la eficiencia y potencia de la inoculación. Una óptima relación Mg/Ti ayuda a que en secciones delgadas la morfología del grafito continúe como vermículo y no como esferoide debido a la velocidad de enfriamiento y también, en gran medida, el nivel de inoculación debe ser el adecuado para poder suministrar los suficientes sitios de nucleación del grafito.

Finalmente, el tener controladas las variables mencionadas (relación Mg/Ti, velocidad de enfriamiento, nivel de inoculación), así como la temperatura de colada, permite la obtención de un hierro de grafito compacto.

## CAPÍTULO 2: ANTECEDENTES <sup>(2,3)</sup>

De acuerdo con la literatura, el hierro de grafito compacto (Compacted Graphite Iron, CGI por sus siglas en inglés) fue descubierto accidentalmente alrededor de 1948, sin embargo, fue considerado como una degradación del hierro dúctil. Anteriormente había sido producido de manera inadvertida debido a bajos contenidos de Magnesio o Cerio durante la producción del hierro dúctil.

Hacia 1955 la producción en serie del hierro vermicular era prácticamente imposible debido al estrecho rango de operación estable, razón por la cual a inicios de la década de los 60's se estudiaron y desarrollaron métodos, así como aplicaciones para dicho hierro, que permitieron establecer sistemas de producción para piezas con cierto rango de microestructuras y que además permitían el uso del titanio para aumentar el intervalo de estabilidad del hierro de grafito compacto.

Fue hasta 1965 cuando se obtuvo la primera patente para su producción, la cual fue otorgada a R.D. Schelleng. Por otra parte, el hierro vermicular fue integrado junto a los otros hierros como un material “con propiedades y requerimientos tecnológicos para su manufactura (...) <sup>2</sup>”.

Posteriormente, a pesar de contar con varias décadas de existencia, el hierro de grafito compacto estuvo limitado a la fabricación de piezas y componentes de manufactura simple; sin embargo, “recientemente la creciente demanda por mejorar el desempeño y los niveles de ‘poder-de-carga’ en motores de gas y diesel han obligado a los fabricantes de automóviles y camiones a evaluar los CGI para las siguientes generaciones de monoblocks, cabezas de motor, balatas, entre otros. Estas aplicaciones, sin embargo, requieren de un cambio en los procesos de la fundición capaces de producir CGI en volúmenes de producción elevados, complejidad geométrica, y tendencia de contracción elevada, especificaciones rigurosas de la microestructura y el riesgo de tolerancia para la colada fuera de especificación debe de ser nula <sup>3</sup>”.

## CAPÍTULO 3: FUNDAMENTOS TEÓRICOS

### 3.1. Fundiciones férreas <sup>(4)</sup>

De acuerdo con Apraiz, las fundiciones son “aleaciones de hierro, carbono y silicio que generalmente contienen también manganeso, fósforo, azufre, etc. Su contenido en carbono (2 a 4.5%) es superior al contenido de carbono de los aceros (0.1 a 1.5%). Se caracterizan porque adquieren su forma definitiva directamente por colada, no siendo nunca las fundiciones sometidas a procesos de deformación plástica ni en frío ni en caliente (...) <sup>4</sup>”.

La producción de estas fundiciones es una de las principales a nivel mundial. Anualmente se producen piezas empleadas como componentes en una amplia variedad de equipos y maquinaria. Ejemplos de las aplicaciones de estas aleaciones se pueden observar en las industrias automotriz, del transporte, minera, del papel, del petróleo, de la construcción, así como en sistemas de drenaje, entre otros sectores.

Debido a que la ductilidad que presenta el hierro colado es baja, no siempre es posible trabajarlo en frío o en caliente; por otra parte, pueden ser fundidos y colados sobre moldes de formas diversas y complejas, las cuales son maquinables, aunque poco soldables, además de ser relativamente duras y resistentes a la corrosión y al desgaste.

En el caso de las propiedades, una buena aleación, un adecuado control de la fundición aunado al tratamiento térmico indicado producirán que dichas propiedades puedan ser ampliamente modificadas. Estos significativos progresos desarrollados han sido claves en la enorme producción de hierros fundidos.

Económicamente, los hierros colados son más baratos que los aceros ya que son más fáciles de fundir; sin embargo, presentan mayor fragilidad y, en general, menores propiedades de resistencia que la mayoría de los aceros.

Las ventajas que muestran las fundiciones respecto a los aceros son:

- Fabricación de piezas de diferente tamaño y complejidad.
- Los equipos empleados en la fabricación son menos costosos.
- Presentan un mayor amortiguamiento ante las vibraciones (aún frente al aluminio).
- Mayor facilidad para maquinar.

En contraparte, las desventajas que presentan las fundiciones son las siguientes:

- Fragilidad.

- No son factibles de deformar o únicamente en menor grado.
- Limitación en las propiedades, razón por lo cual no pueden sustituir a algunos aceros.
- Se obtienen solo por proceso de fundición.

### 3.2. Clasificación de los hierros colados <sup>(4,5)</sup>

En un principio los hierros colados fueron clasificados con base en el color de su fractura, por lo cual se conocieron únicamente dos tipos de hierros:

- Hierro Gris: Fundición que presenta una fractura superficial color gris debido a que dicha fractura se propaga a través de las hojuelas de grafito como resultado de una solidificación eutéctica estable.
- Hierro Blanco: Este hierro muestra una fractura de coloración blanca y cristalina, debido a que la fractura ocurre a través de los carburos de hierro formados producto de una solidificación metaestable.

Gracias al avance de la metalografía, el mejor método para clasificar los hierros colados es con base en su microestructura, por lo tanto, las variables que deben ser consideradas son:

- Cantidad de carbono y de silicio.
- Contenido de elementos aleantes y de impurezas.
- La velocidad de enfriamiento, durante y después de la solidificación.
- El posible tratamiento térmico posterior.

Estas variables mencionadas son las que controlan la fundición y la condición en la que se presenta el carbono (como carburo al combinarse con el hierro o como carbono libre en forma de grafito). La morfología que adopta el carbono libre (grafito), además de la distribución de dicho grafito, serán determinantes en las propiedades mecánicas que presente la fundición. En conclusión, las fundiciones serán clasificadas de acuerdo a la manera en que se encuentre presente el grafito en la microestructura, así como la matriz que exhiba el material:

- Morfología del grafito: Esferoidal, laminar, compacto (vermicular), etc.
- Tipo de matriz: Ferrítica, perlítica, combinación de las dos anteriores, martensítica, bainítica, etc.

De acuerdo con la norma ASTM A-247, la morfología del grafito se clasifica de la siguiente manera (Tabla 3.1 y Figura 3.1):

Tabla 3. 1. Clasificación de los tipos de grafito de acuerdo a la norma ASTM A-247 y su equivalente ISO/R 945-1969.<sup>5</sup>

ASTM A 247	Equivalencia con ISO/R 945-1969	DESCRIPCIÓN
I	VI	Grafito nodular (Esferoidal)
II	VI	Grafito nodular (Esferoidal) imperfectamente formado
III	IV	Grafito maleabilizado (Temper)
IV	III	Grafito compacto
V	II	Grafito en forma de cangrejo
VI	V	Nódulos con forma irregular abierta
VII	I	Grafito en forma de hojuela (cinco tipos)

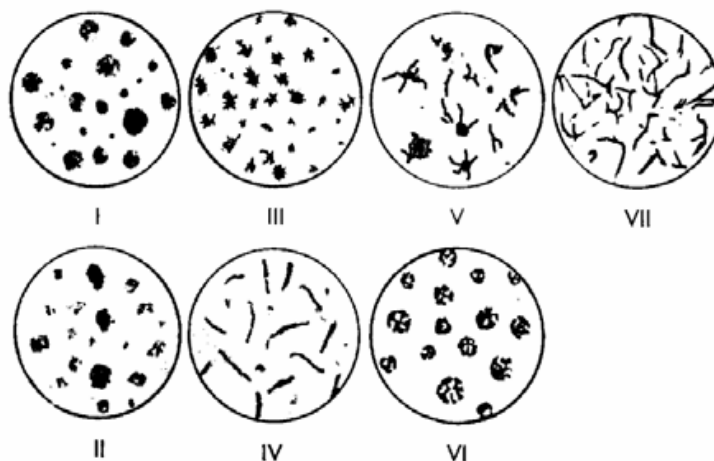


Figura 3. 1. Morfologías del grafito según su tipo <sup>5</sup>.

La microestructura, que constituye a la matriz, es la que determinará en gran medida las propiedades mecánicas que presente el material en una combinación de resistencia y elongación en función de las fases y los microconstituyentes presentes, los cuales se describen brevemente a continuación:

- Grafito: Es una forma elemental del carbono. Es blando y de color gris oscuro. Está presente de forma libre en algunas fundiciones e influye de manera importante en las propiedades y características de las mismas debido a su morfología, a su tamaño, a su cantidad y a la forma en que se encuentre distribuido.

En fundiciones grises puede disminuir la dureza, la resistencia a la tensión, el módulo de elasticidad, la ductilidad, la tenacidad y la plasticidad; mientras que en fundiciones maleables y dúctiles la disminución en la resistencia y la tenacidad es menor.

- Ferrita: Es la solución sólida  $\alpha$ . Presenta una estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (BCC) a temperatura ambiente, su distancia interatómica es de  $2.86\text{\AA}$  ( $0.286\text{nm}$ ). La máxima solubilidad de carbono es de  $0.0218\%$  a  $727^\circ\text{C}$  y prácticamente  $0\%$  a temperatura ambiente. La celda unitaria contiene dos átomos. La ferrita existe desde temperatura ambiente hasta  $912^\circ\text{C}$ . Es suave, dúctil y presenta resistencia moderada. Puede encontrarse en forma libre o dentro de la perlita. En el hierro dúctil se forma inicialmente alrededor del grafito y si el potencial de grafitización es favorable se extiende a los límites de grano.

Finalmente, “la ferrita de los aceros se diferencia de la de las fundiciones en que ésta suele contener en disolución cantidades muy importantes de silicio que elevan su dureza y resistencia ( $90$  Brinell en aceros y  $120$  Brinell en fundiciones con  $2.5\%\text{Si}$ )<sup>4</sup>”.

- Austenita: Se trata de la solución sólida  $\gamma$ , formada por la inserción de carbono en hierro gamma. La máxima solubilidad de carbono en austenita alcanza el  $2.11\%$  a  $1148^\circ\text{C}$ . Su estructura cristalina es cúbica centrada en las caras (FCC), la cual incluye cuatro átomos por celda.

En función del enfriamiento (lento, rápido o medio) la austenita se transforma en ferrita, perlita o una combinación de ambas.

Es posible encontrarla a temperatura ambiente en hierros que presenten altos contenidos de cromo y de níquel (elementos que agranda la región de la austenita en el diagrama y la hacen estable a temperatura ambiente).

Finalmente, la austenita presenta las siguientes características:

- Baja temperatura de fusión.
  - Buena tenacidad.
  - Excelente soldabilidad.
  - No es magnética.
- Cementita: Es la fase que se forma cuando la solubilidad de carbono en austenita o ferrita se excede, es una fase diferente a las soluciones sólidas. Está compuesta en una relación



específica: un átomo de carbono por tres átomos de hierro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ). Contiene 6.67% de carbono y puede existir sola o libre únicamente en esa composición, en contraste con la ferrita y la austenita ya mencionadas, las cuales pueden existir como fase simple en un rango de composición.

Asume muchas formas, arreglos y tamaños. Dichas formas dependen directamente de la “historia térmica” o tratamiento térmico del material.

Su estructura es ortorrómbica con parámetros de red de a: 0.452 nm, b: 0.509 nm y c: 0.674 nm. La celda unitaria contiene doce átomos de hierro y cuatro de carbono.

Estrictamente es metaestable, permanece como compuesto a temperatura ambiente, pero si se calienta entre 650°C y 700°C, cambia gradualmente o se transforma en hierro  $\alpha$  y carbono en forma de grafito, que permanece hasta enfriar a temperatura ambiente.

La cementita, desde el punto de vista mecánico, es:

- Dura y frágil (aún cuando su presencia aumenta considerablemente la resistencia del material).
  - Altamente resistente al desgaste.
- Perlita: Es la mezcla de láminas de ferrita y láminas de cementita alternadas. Provee buena resistencia, leve ductilidad y considerable dureza. La cantidad en que se presenta está relacionada con el grado de grafitización.
- Cabe señalar que “debido a la presencia de silicio, el contenido en carbono de la perlita de las fundiciones es inferior al de los aceros. Al variar en las fundiciones el silicio de 0.5 a 3%, varía el porcentaje de carbono de la perlita de 0.8 a 0.5% <sup>4</sup>”.
- Bainita: Se presenta a partir de la transformación de la austenita, su microestructura consta de agujas o láminas de cementita en una matriz de ferrita. Su formación requiere de una velocidad de enfriamiento mayor a la de la perlita, por lo cual presenta mayor dureza, mayor resistencia y menor ductilidad.
- Martensita: Es una fase metaestable de estructura tetragonal centrada en el cuerpo (BCT). Se obtiene por un enfriamiento súbito de una solución sólida intersticial. Se forma mediante un movimiento de cizalladura en la red. Presenta una elevada dureza, así como

altas resistencias, sin embargo, su ductilidad es prácticamente nula. Presenta un aspecto acicular formado por grupos en zigzag.

- Ledeburita: Es el constituyente eutéctico que se forma al enfriar la fundición líquida de 4.3% de carbono desde 1154 °C. Está formada por 52% de cementita y 48% de austenita de 2%C. La ledeburita no existe a temperatura ambiente en las fundiciones ordinarias debido a que en el enfriamiento se transforma la austenita en perlita, lo cual da como resultado la presencia de cementita (ya formada) y de perlita (formada por la descomposición de la austenita). Sin embargo, en las fundiciones es posible conocer las zonas donde existió la ledeburita por el aspecto eutéctico con que quedan las agrupaciones de perlita y cementita (islas de perlita en un fondo de cementita), conocido como ledeburita transformada.

La ledeburita transformada también es conocida como carburo ledeburítico; el cual confiere alta dureza al material entre mayor presencia tenga.

- Esteadita: Constituyente de naturaleza eutéctica. Duro, frágil y con bajo punto de fusión. Se presenta en las fundiciones con alto contenido de fósforo (mayor al 0.15%), regularmente en la fundición gris.

A continuación, se describen brevemente los hierros que son obtenidos mediante colada y en los cuales precipita el carbono como grafito:

### **3.2.1. Hierro gris <sup>(5)</sup>**

Este tipo de fundición se caracteriza por presentar una fractura superficial de color gris. La microestructura que exhibe es de una matriz metálica, la cual contiene grafito libre precipitado en forma de hojuelas o láminas que varían en tamaño, grosor y morfología (Figura 3.3).

En el caso de la matriz, si es de tipo ferrítica, la microestructura presentará una mayor cantidad de grafito, ya que la cantidad de carbono que disuelve la ferrita es pequeña; en caso contrario, si la matriz es perlítica, la cantidad de carbono libre (grafito) será menor ya que parte de ese carbono estará combinado (cementita) y formará parte de la perlita.

En cuanto al grafito, éste hará que los hierros grises posean alta maquinabilidad y resistencia al desgaste; además, la interconexión de la hojuela propiciará un material autolubricante y que

sea capaz de amortiguar las vibraciones, aunado a una buena conductividad térmica y resistencia a temperaturas altas.

Por otra parte, el hierro gris necesita del tratamiento de inoculación, el cual favorecerá, entre otras cosas, que precipite el grafito como hojuela (solamente si el tratamiento es llevado a cabo de forma correcta). Su fabricación puede ser en un horno de cubilote o de inducción.

Un método de control de calidad en la elaboración de este hierro colado es la “prueba de la cuña” (norma ASTM A-367), la cual permite controlar y evitar el blanqueado del material.

Las especificaciones (nomenclatura) y propiedades de estas fundiciones están definidas por instituciones como:

- ASTM (American Society for Testing of Materials).
- SAE (Society Automotive of Engineers).
- AISI (American Iron and Steel Institute).
- ASME (American Society of Mechanicals Engineers).

Finalmente, la clasificación microestructural se basa en el tipo de hojuela de grafito (Figura 3.2), en la cual se mencionan cinco tipos de grafito:

- Tipo A: Distribución uniforme, orientación aleatoria.
- Tipo B: Partículas agrupadas como rosetas, orientación aleatoria.
- Tipo C: Grafito sobrepuesto, orientación aleatoria.
- Tipo D: Segregación interdendrítica, orientación aleatoria.
- Tipo E: Segregación interdendrítica, orientación preferencial.

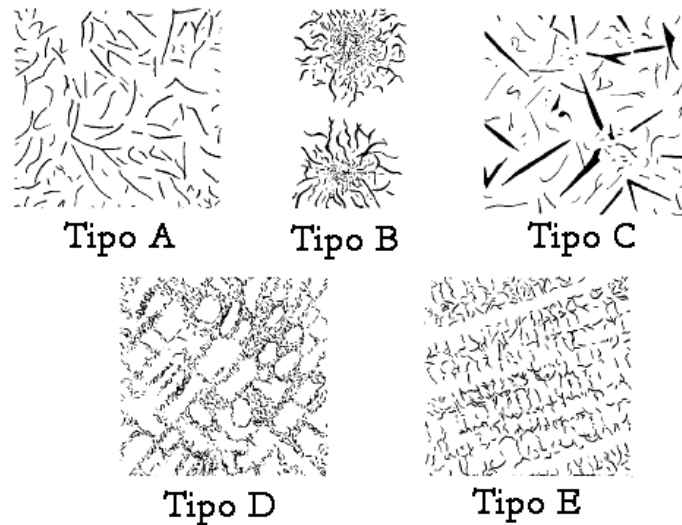


Figura 3. 2. Tipos de hojuela que pueden presentarse en el hierro gris <sup>5</sup>.



Figura 3. 3. Hierro gris con grafito tipo A.

### 3.2.2. Hierro dúctil <sup>(6)</sup>

Es conocido de diversas maneras, tales como “Hierro dúctil”, “Hierro con grafito esferoideal” o “Hierro nodular”. El hierro dúctil difiere del hierro maleable debido a que el primero se obtiene por colada y en el caso del segundo, es necesario un tratamiento térmico posterior.

El hierro dúctil es similar a la fundición gris en cuanto a composición, sin embargo, durante la solidificación el grafito precipita en forma de esferoides (Figura 3.4).

Los esferoides que exhibe este hierro confieren al material una mayor resistencia y tenacidad comparadas con el hierro gris (debido a que las puntas de las hojuelas en el hierro gris funcionan como concentradores de esfuerzos y provocan que el material presente cierta fragilidad).

Durante su fabricación (llevada a cabo en horno de inducción para un mejor control y calidad en cuanto al contenido de azufre), es necesario realizar dos tratamientos al metal líquido: la

nodularización y la inoculación. En este caso, un método de control durante la fabricación de este hierro es la “prueba del cupón”, similar a la “prueba de la cuña” empleada en la fabricación del hierro gris.

La morfología que adopta el grafito precipitado (esferoidal) es gracias a la presencia de elementos que promueven dicha forma, tales como: Magnesio, Cerio, Tierras Raras, etc. Éstos son incorporados al material durante el tratamiento de nodularización.

La nomenclatura del hierro dúctil está definida de la siguiente manera (norma ASTM A536):

*Resistencia a la tensión (KSI) – Resistencia a la cedencia (KSI) - Elongación (%)*

De esta forma, las fundiciones dúctiles que más se fabrican y que están regidas por la norma ASTM A536 son las que se presentan en la Tabla 3.2:

Tabla 3. 2. Clasificación de las fundiciones dúctiles según la norma ASTM A-536.

GRADO	DESCRIPCIÓN	USOS GENERALES
60-40-18	Ferrita; puede ser recocida	Piezas resistentes al impacto; servicio a bajas temperaturas
65-45-12	Mayoritariamente ferrítica; de colada o recocida	Servicios generales
80-55-06	Ferrítica – perlítica; puede ser normalizada	Servicios generales
100-70-03	Mayoritariamente perlítica; puede ser normalizada	La MEJOR COMBINACIÓN de resistencia al desgaste y tenacidad. Buena respuesta al endurecimiento superficial.
120-90-02	Martensítica; temple al aceite y revenido	La más tenaz y resistente al desgaste

Finalmente, la caracterización de este hierro colado comprende los siguientes aspectos:

- Porcentaje de nodularidad.
- Tamaño de nódulo.
- Densidad de nódulos (nódulos/mm<sup>2</sup>).
- Tipo de matriz.

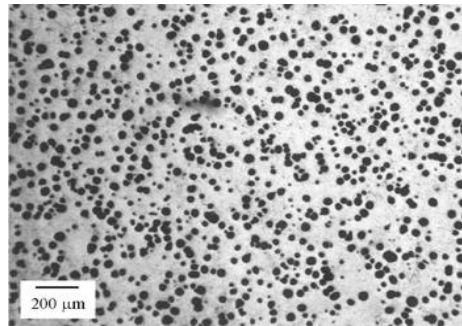


Figura 3. 4. Hierro dúctil con densidad aproximada de 300 nódulos/mm<sup>2</sup>.

### 3.2.3. Hierro vermicular <sup>(3)</sup>

Fundición también conocida como “hierro de grafito compacto (Compacted Graphite Iron, CGI por sus siglas en inglés). Presenta en su microestructura el grafito precipitado en forma de partículas alargadas, con orientaciones aleatorias e interconectadas (formación de estructura de coral), las cuales son cortas y con las esquinas redondeadas (Figura 3.5), razón por la cual son referidas como “worm shaped” (forma de gusano).

La interconexión que forman los vermículos es similar a la fundición gris, sin embargo, poseen un grafito más burdo o grueso, pero sin llegar a alcanzar el esferoide de las fundiciones dúctiles. Debido a ello las propiedades del hierro vermicular son, en general, mayores que las propiedades del hierro gris, pero inferiores que las del hierro dúctil.

La fundición vermicular es distinguible por su excelente conductividad térmica y resistencia mecánica, propiedades que en conjunto confieren al material RESISTENCIA A LA FATIGA TÉRMICA, razón que permite el empleo del material en piezas sometidas a trabajo de ciclado térmico.

La obtención del hierro vermicular se encuentra en función del balance entre los elementos que modifican la morfología del grafito (elementos tales como el Mg, Ce, S, Al, Ti, etc.), la velocidad de enfriamiento y la habilidad para formar centros de nucleación (proceso de inoculación). Respecto a la composición química, se parte de la composición química de un hierro dúctil (como se llevo a cabo en el presente trabajo).

De acuerdo con la norma ASTM A-842 <sup>7</sup>, para considerar un hierro como vermicular es necesario que la microestructura presente al menos un ochenta por ciento de vermículos (tipo IV de acuerdo a la norma ASTM A-247), o bien, un máximo de veinte por ciento de nodularidad.

La Tabla 3.3 muestra la clasificación de las fundiciones vermiculares según los esfuerzos de fluencia, de cedencia, así como el porcentaje de elongación que presenten:

Tabla 3. 3. Clasificación de los hierros vermiculares de acuerdo a la norma ASTM A-842 <sup>7</sup>.

	Grado 250 (A)	Grado 300	Grado 350	Grado 400	Grado 450 (B)
Esfuerzo de tensión/cedencia (UTS) (min, MPa)	250	300	350	400	450
Esfuerzo de fluencia (min, MPa)	175	210	245	280	315
Elongación (min, %)	3.0	1.5	1.0	1.0	1.0

(A) El grado 250 es un grado ferrítico. El tratamiento térmico para alcanzar propiedades mecánicas y microestructura serán opción del fabricante.

(B) El grado 450 es un grado perlítico usualmente producido sin tratamiento térmico con la adición de ciertas aleaciones para promover la perlita como parte principal de la matriz.

Por otra parte, los rangos de dureza que comprenden los distintos grados de dureza se presentan en la Tabla 3.4:

Tabla 3. 4. Intervalos de dureza Brinell para cada grado de hierro vermicular según la norma ASTM A-842 <sup>7</sup>.

Grado	Dureza Brinell	BID (A)
250	179 máx.	4.50 mín.
300	143-207	5.0-4.2
350	163-229	4.7-4.0
400	197-255	4.3-3.8
450	207-269	4.2-3.7

(A) Diámetro de impresión Brinell (BID) es el diámetro en milímetros de la impresión de una bola de 10mm a una carga de 3000Kg.

Como se mencionó, las propiedades físicas y mecánicas son función de la forma que adopte el

grafito durante la solidificación, lo cual conlleva a que un CGI se encuentre, en cuanto a propiedades, entre la fundición gris y la fundición dúctil. Esto conlleva a su empleo en ciertas aplicaciones según el esfuerzo de cedencia, de fluencia, dureza, conductividad térmica, además del tipo de matriz que puede ser ferrítica, perlítica o una mezcla de ambas (Figura 3.6).

Las ventajas que presenta el hierro vermicular sobre el hierro gris se listan a continuación:

- 1) Mayor resistencia mecánica sin la necesidad de adicionar aleantes (Ni, Cr, Mo, Cu, etc.).
- 2) Mayor ductilidad y tenacidad, lo cual brinda más seguridad ante la fractura.
- 3) Menor susceptibilidad a la corrosión (oxidación) y escamamiento a altas temperaturas.
- 4) Alta relación de esfuerzo de tensión – dureza.
- 5) Menor dependencia de propiedades en función del espesor, lo que favorece reducciones de peso y el llenado de piezas muy delgadas (3mm) (con un buen control de la inoculación).

En cuanto al hierro dúctil, el CGI presenta las siguientes ventajas:

- 1) Mejor coeficiente de expansión térmica y de conductividad térmica.
- 2) Mayor resistencia a la fatiga térmica en ciclos de temperaturas altas muy rápidas (“shock térmico”).
- 3) Mejor amortiguamiento.
- 4) Mejor colabilidad.
- 5) Menor contaminación en la producción.

Finalmente, las aplicaciones más comunes del hierro vermicular se encuentran en la industria automotriz, así como maquinaria pesada:

- |                         |                                      |
|-------------------------|--------------------------------------|
| - Cigüeñales.           | - Tapas de cilindros.                |
| - Poleas para camiones. | - Múltiples de escapes.              |
| - Monoblocks.           | - Partes de combustión interna en la |
| - Frenos de disco.      | industria marítima.                  |



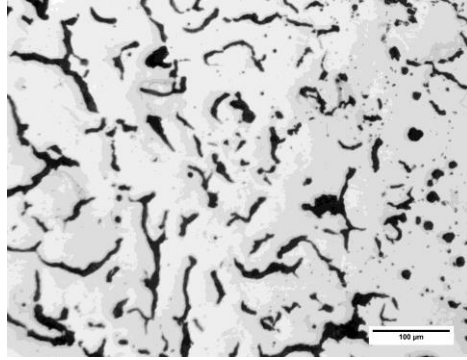


Figura 3. 5. Hierro vermicular sin ataque. 100X.

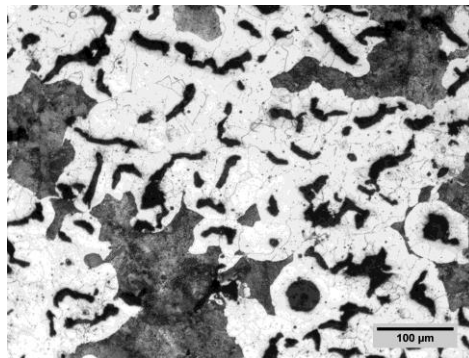


Figura 3. 6. Hierro vermicular ferrítico - perlítico. 100X.

### 3.3. Influencia de la composición química en las fundiciones <sup>(3, 4, 6)</sup>

La composición química juega un papel fundamental en la fabricación de las fundiciones, ya que delimita la microestructura que presentará el material, sus propiedades y por consecuencia el comportamiento que presentará el mismo en servicio.

Por lo tanto, los elementos de aleación y aleantes serán los responsables de favorecer o no la grafitización, promover la formación de carburos (ledeburíticos o aleados), estabilizar algún tipo de matriz, modificar puntos críticos en el diagrama estable o metaestable (puntos de composición y de temperatura), entre otros aspectos.

Los elementos pueden ser clasificados de la siguiente manera, según su efecto grafitizante o antigrafitizante (Figura 3.7):

- Elementos con alto poder de grafitización: C y Si.
- Elementos con bajo poder de grafitización: Al, Ni, Co y Cu.
- Elementos antigrafitizantes (blanqueantes): S, V, Cr, Sn, Mo y Mn.

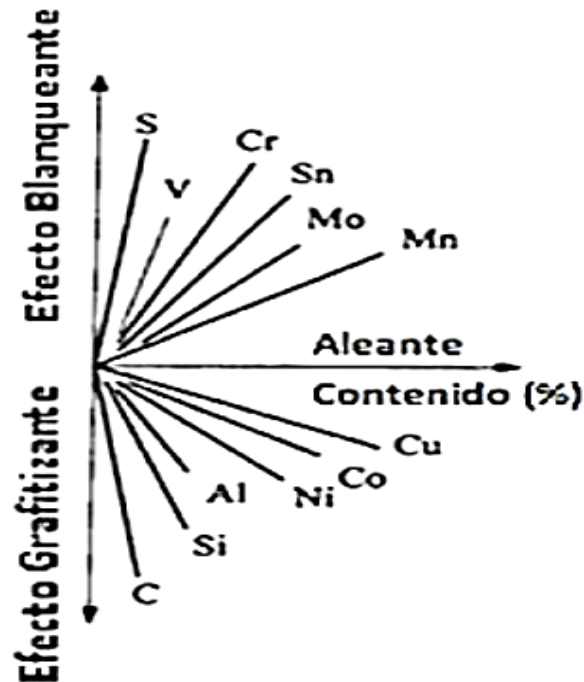


Figura 3. 7. Efecto de los elementos grafitizantes y antigrafitizantes según su contenido <sup>6</sup>.

- Carbono: Es, después del hierro, el elemento en mayor proporción. Se puede encontrar combinado (carburo de hierro o cementita) o precipitado como grafito en forma de hojuela, esferoide, vermículo o nódulo. Los factores que influyen en la forma en que precipite de una u otra forma son la velocidad de enfriamiento y los elementos de aleación. Las fuentes principales son el coque, el arrabio y las chatarras.
- Silicio y Aluminio: Incrementan la grafitización en las transformaciones eutéctica y eutectoide (aumenta la cantidad de precipitados de grafito). Aumentan la relación de ferrita/perlita, sin embargo, disminuyen la dureza y resistencia.
- Níquel, Cobre y Estaño: Durante la transformación eutéctica incrementan la grafitización, aunque esto no sucede en la transformación eutectoide, lo cual incrementa la relación perlita/ferrita debido al retraso en la difusión del carbono. Incrementan la cantidad de perlita y por consecuencia la resistencia y la dureza.
- Cromo, Molibdeno, Vanadio y Tungsteno: Disminuyen el potencial de grafitización tanto

en la transformación eutéctica como en la transformación eutectoide, razón por la cual se favorece la formación de carburos y de perlita.

- Titanio: Es un elemento antiesferoidizante y que favorece la morfología vermicular del grafito. En el caso del intervalo entre las temperaturas eutécticas estable y metaestable, este elemento lo “cierra” o disminuye.
- Magnesio: Modifica la forma del grafito a esferoidal (magnesio residual) conforme aumenta su contenido (de hojuela a vermiculo y finalmente esferoide). Se puede utilizar como oxidante o desulfurante ya que se combina fácilmente con el oxígeno y el azufre (MgO y MgS)
- Manganeso: Favorece la formación de carburos (perlitizante). Puede emplearse como desoxidante y como desulfurante ya que forma el compuesto MnS en función de la cantidad de azufre presente en el metal líquido.
- Azufre: Es el principal elemento antigrafitizante. Su contenido en el metal líquido, al menos en las fundiciones dúctiles y vermiculares, debe estar bajo y estrictamente controlado ya que este elemento se combina con el magnesio y solamente cuando ya ha culminado esa combinación (formación de MgS) es cuando se verá el efecto de la nodularización, por lo tanto, entre más azufre se tenga presente más magnesio será el que deba adicionarse.
- Fósforo: Es un elemento que incrementa la fluidez (favorece el llenado de piezas de espesores muy pequeños) pero disminuye la maquinabilidad y por lo tanto fragiliza la fundición. Esto se debe a que al estar en grandes cantidades forma el microconstituyente llamado “esteadita” (la cual se presenta como una red triangular). Este elemento tiende a estabilizar la perlita.

Las Tablas 3.5 y 3.6 presentan, de manera general, el efecto que tienen los elementos de aleación y elementos aleantes en los puntos críticos de los sistemas estable y metaestable, así como su efecto grafitizante o antigrafitizante.

Tabla 3. 5. Efecto de algunos elementos en los puntos críticos de los sistemas estable y metaestable <sup>4</sup>.

Modificación	Si	Mn	Ni	Cr	Al	Mo	Ti
Punto eutéctico	Hacia la derecha	Hacia la derecha	Hacia la izquierda	Hacia la izquierda	---	---	---
Temperatura eutéctica estable	Hacia arriba	Hacia abajo	Hacia arriba	Hacia abajo	Hacia arriba	Hacia abajo	Hacia abajo
Temperatura eutéctica metaestable	Hacia abajo	Hacia abajo	Hacia abajo	Hacia arriba	Hacia arriba	Hacia abajo	Hacia arriba

Tabla 3. 6. Principales efectos de los elementos de aleación y elementos aleantes en la microestructura <sup>4</sup>.

Elemento	Grafitización y coeficiente de grafitización	Efecto en la estructura del grafito	Efecto en el carbono combinado de la perlita	Efecto que produce en la matriz
C	Favorece	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Si	Favorece, +1	Engruesa	Decrece fuertemente	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Ti	Favorece, +0.4	Afina fuertemente	Decrece	Ablanda y favorece la formación de ferrita
Cu	Favorece, +0.20	Indiferente	Decrece ligeramente	Proporciona dureza y estabiliza la perlita
Mn	Se opone, -0.25	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y da dureza
Cr	Se opone, -1	Afina ligeramente	Aumenta	Afina la perlita y da dureza

### 3.4. Solidificación en metales y aleaciones <sup>(2)</sup>

La solidificación de un metal o aleación es el proceso en el cual hay una transición del estado líquido al estado sólido mediante la formación de la estructura cristalina del material, proceso que se genera debido al proceso de nucleación.

#### 3.4.1. Nucleación homogénea y heterogénea

En el caso de la nucleación homogénea, se presenta una asociación de átomos desde el seno del líquido en orden cristalográfico hasta alcanzar las condiciones críticas. En el caso de la nucleación heterogénea, la etapa inicial de aparición de la fase desde el seno del líquido se lleva a cabo por nucleación y es necesario que el primer sólido que aparezca alcance las dimensiones críticas con la ayuda de alguna superficie (sustrato) ya existente.

#### 3.4.2. Nucleación heterogénea <sup>(1, 2)</sup>

“Una vez que la fase sólida ha sido nucleada, su crecimiento durante la solidificación depende fundamentalmente de la velocidad con que se mueven los átomos del líquido hacia la interfase sólido-líquido conocido como frente de solidificación, que se desplaza en dirección perpendicular y opuesta al flujo de calor comenzando así el crecimiento dendrítico, que posteriormente comenzará a formar los granos eutécticos, la cantidad de ellos dependerá de cuantos núcleos se hayan formado <sup>2</sup>”.

Posteriormente, cuando el metal es vaciado al molde comienza la transferencia de calor desde el metal líquido hacia el molde y como consecuencia disminuye la temperatura del metal, de esta forma se favorece la solidificación por la parte donde la transferencia de calor es mayor.

“La transformación eutéctica ‘líquido-grafito + austenita’ es posible cuando la solución eutéctica se subenfria (*sic*) con un valor de  $\Delta T$  con respecto a la temperatura de transformación eutéctica <sup>2</sup>”.

Por otra parte, la energía libre ( $\Delta G$ ) es la fuerza motriz para que se lleve a cabo el proceso de solidificación y, debido a que una medida de esta fuerza motriz es el grado de subenfriamiento, se puede concluir que la fuerza motriz para que se produzca la solidificación es directamente proporcional al grado de subenfriamiento que presente el metal.

Cuando la velocidad de enfriamiento aumenta, el tiempo de solidificación y enfriamiento de la pieza será menor, lo cual propicia la aparición de perlita en mayor cantidad. Esto se debe a la

rápida extracción de calor que no permite el crecimiento y difusión del carbono.

Finalmente, cuando “la temperatura y el tiempo de mantenimiento del baño aumentan cada vez más, entonces la nucleación del grafito disminuye, y como consecuencia disminuye el grado de subenfriamiento. A mayor grado de subenfriamiento aumenta la velocidad de crecimiento de los granos eutécticos, y existe una tendencia a disminuir la longitud de los precipitados de grafito que se observan en la muestra metalográfica <sup>2</sup>”.

De acuerdo con la literatura, las diferencias que se presentan entre las fundiciones gris, vermicular, dúctil y blanca, están ligadas en gran medida al proceso de solidificación, cuyos fundamentos están relacionados con el equilibrio ternario entre el hierro, el carbono y el silicio.

Este proceso de solidificación se puede describir (Figura 3.8) de manera general para una composición “A” mediante las siguientes etapas:

A) El metal en estado líquido se enfría y da paso a la solidificación (punto 1), donde las dendritas de austenita se forman y crecen (punto 2). Cuando la composición es eutéctica el proceso mencionado se omite (composición “B”).

B) Cuando la temperatura ha alcanzado el punto 2, el eutéctico (líquido saturado respecto a dos sólidos) solidifica. La morfología de los sólidos eutécticos puede ser una mezcla de austenita y cementita, o bien, de austenita con grafito

En el caso de la presencia de altos contenidos de grafitizantes y velocidades de enfriamiento bajas, el grafito prevalecerá; de lo contrario puede haber una mezcla de austenita y cementita.

La solidificación culmina una vez que la temperatura llega al punto 3.

C) Los sólidos formados en los pasos anteriores serán grafito y austenita (si la fundición es gris, vermicular o dúctil) o austenita y cementita (fundición blanca).

D) En esta etapa se lleva a cabo la precipitación de grafito a partir de la austenita, la cual contiene en ese momento un aproximado de dos por ciento de carbono y al final del enfriamiento (punto 4) un porcentaje entre el 0.6 y 0.8% de carbono.

El carbono expulsado por la austenita se combinará para formar cementita en una fundición blanca o de lo contrario precipitará como “grafito secundario” (hierro gris, vermicular o dúctil).

E) En el rango que comprenden los puntos 4 y 5 se produce una transformación sólido-sólido por parte de la austenita. Si las condiciones son altamente favorables para la

grafitización, se formará ferrita y grafito únicamente; si las condiciones de grafitización no son tan favorables se formará ferrita y perlita o solamente ésta última.

En caso de que la fundición sea blanca se formará perlita nada más.

- F) Debajo del punto 5, el enfriamiento puede generar solamente la precipitación de “grafito terciario”, el cual proviene de la ferrita, pero los cambios en la microestructura no son significativos.

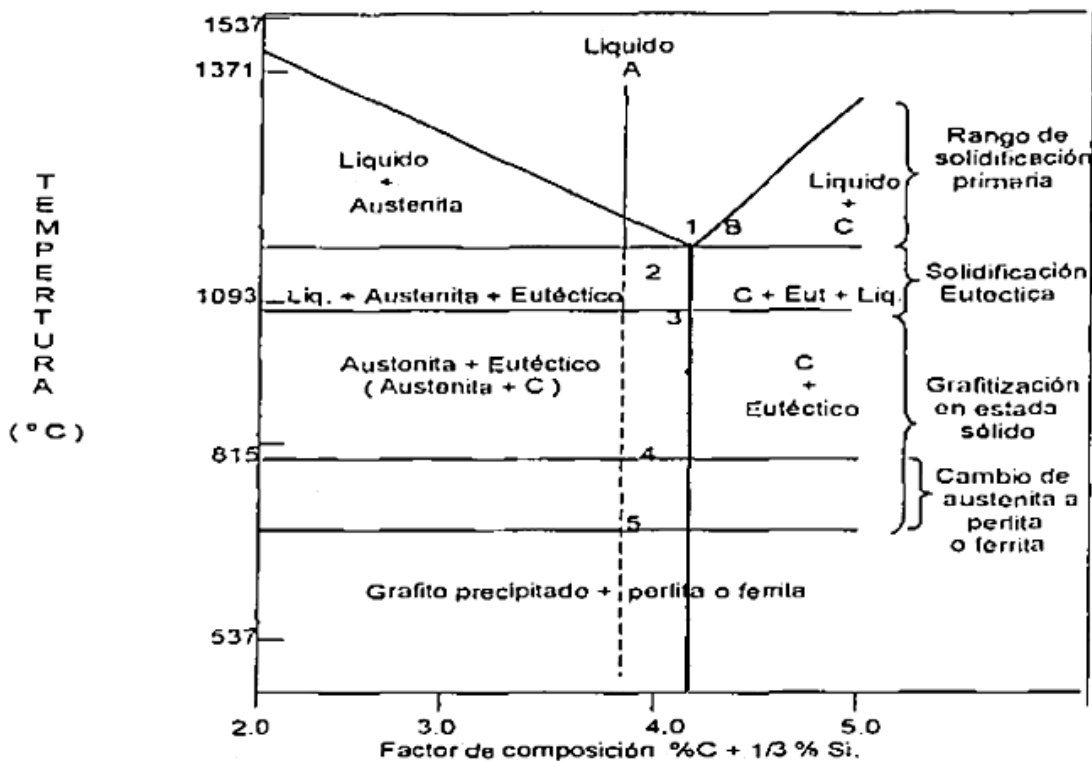


Figura 3. 8. Esquema representativo de la solidificación a una cierta composición <sup>1</sup>.

### 3.5. Tratamientos al metal líquido

#### 3.5.1. Inoculación <sup>(8,9)</sup>

Con base en la literatura, el tratamiento de inoculación es un medio para controlar la microestructura y por consecuencia las propiedades de las fundiciones debido al aumento en el número de sitios de nucleación para que precipite el grafito.

El inoculante es un material que se agrega al hierro líquido y que está compuesto principalmente por ferrosilicio y pequeñas cantidades de elementos como Al, Ba, Ca, Sr, Zr y Tierras Raras.

“El propósito de la inoculación es ayudar a proporcionar suficientes sitios de nucleación para

que el carbono disuelto precipite como grafito en lugar de carburo de hierro ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) (...) <sup>8</sup>.

Lo anterior se logra si se evita el subenfriamiento por debajo de la temperatura eutéctica metaestable; en cambio, si la inoculación no es adecuada se pueden formar los carburos en la microestructura y esto propiciará que el hierro presente mayor dureza y fragilidad y que dificulten su posterior maquinado.

A continuación (Figura 3.9) se presenta el efecto que tiene el tratamiento de inoculación en el subenfriamiento de un hierro:

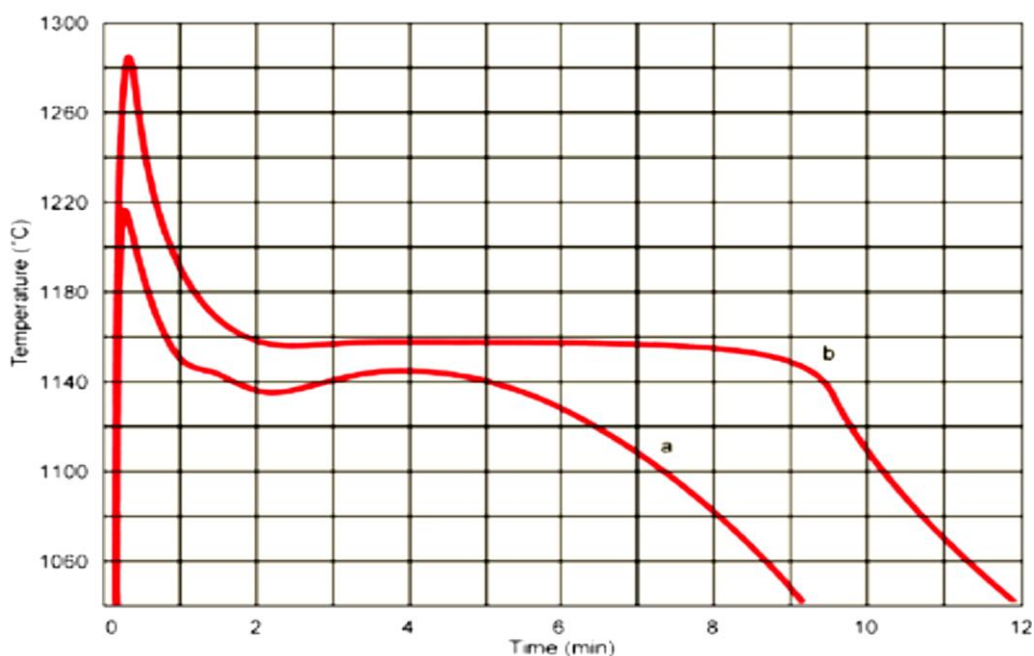


Figura 3. 9. Curvas de enfriamiento de un hierro sin inocular (a) y de un hierro inoculado (b) <sup>9</sup>.

Actualmente se han desarrollado métodos de inoculación con la finalidad de disminuir el decaimiento y obtener una distribución uniforme en el hierro colado:

#### 3.5.1.1. Inoculación temprana (en la olla)

Este método es muy empleado en la fabricación de hierros grises y se lleva a cabo cuando el metal se vierte a la olla de colada (Figura10). La cantidad a emplear es con base en la capacidad de la olla de colada. Algunos aspectos desfavorables de este método son que la eficiencia es baja ya que gran cantidad del material se puede quedar en la superficie y los óxidos que favorecen las celdas eutécticas se pueden incorporar a la escoria.

Las consideraciones más importantes son:



- Temperatura de tratamiento.
- Tipo (composición química) y tamaño de partícula de inoculante (mayores respecto a la postinoculación)
- Tiempo de vaciado desde el tratamiento.
- Forma de adición.

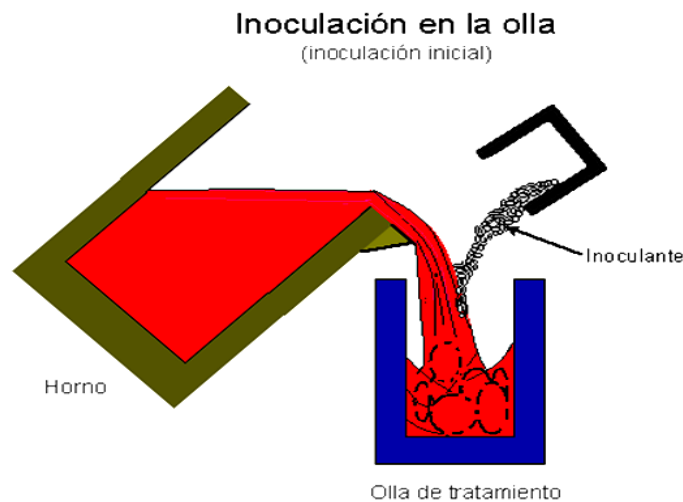
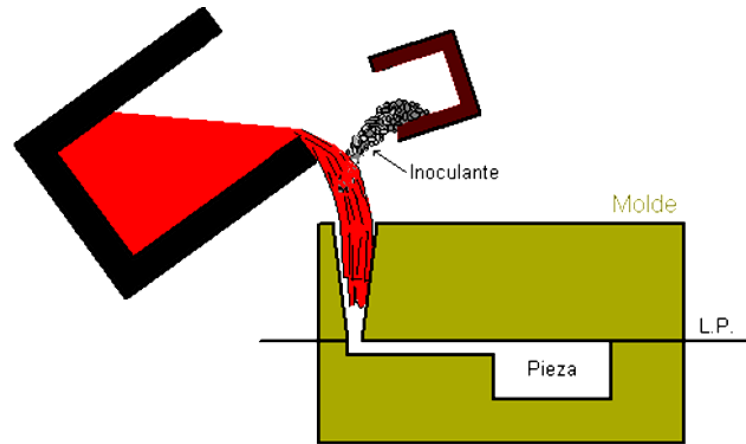


Figura 3. 10. Representación de la inoculación "temprana".

### 3.5.1.2. Inoculación tardía (post-inoculación)

Se realiza al momento de vaciar el metal líquido al molde (Figura3.11), por lo que la cantidad requerida de este inoculante estará en función del metal demandado por cada molde (pieza(s), sistema de alimentación y sistema de colada). Presenta un grado uniforme de nucleación y es el método ideal durante la fabricación de hierros nodulares y vermiculares, ya que la adición de magnesio (la nodularización se realiza al momento de verter el metal a la olla de colada) induce una reacción de violencia considerable que provoca un gran decaimiento en las celdas eutécticas cuando se realiza inoculación temprana.

Generalmente se realiza cuando se tiene una alta demanda en producción de piezas, así como estándares de calidad muy exigentes, por lo que deben existir líneas de vaciado y hornos de colada automáticos



### Inoculación en el molde

Figura 3. 11. Representación de la inoculación "tardía".

#### 3.5.1.3. Inoculación en el molde <sup>(8)</sup>

Se lleva a cabo en una cámara de reacción dentro del molde (Figura 3.12), la cual debe calcularse para inocular únicamente el metal necesario, se considera también el tipo y tamaño de inoculante, velocidad del metal líquido dentro del molde, el tiempo de disolución del inoculante y el tiempo de llenado de la pieza, aunado al diseño de la cámara de reacción y el empleo de un filtro cerámico. Otro aspecto a mencionar es que contrarresta el efecto de decaimiento.

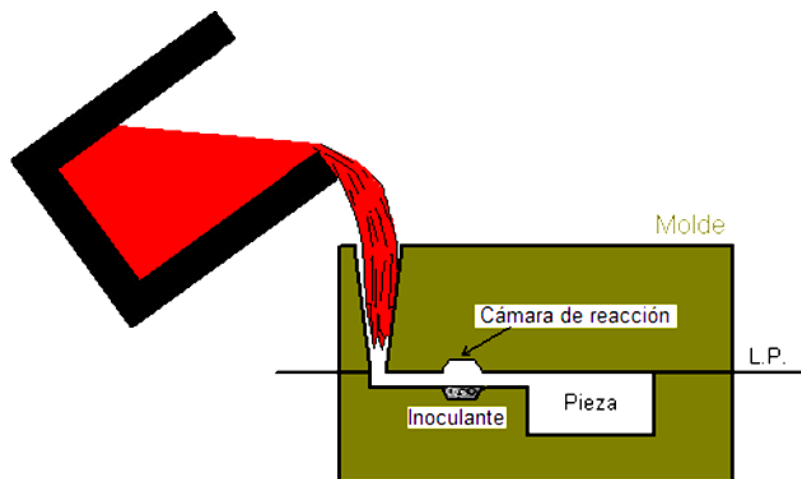


Figura 3. 12. Representación de la inoculación "en el molde".

Es importante mencionar que la clasificación es fundamental, ya que partículas demasiado

gruesas pueden no disolverse, mientras que demasiado finas dan lugar a polvo (menos de 0.2mm) que puede llegar a oxidarse y provocar oquedades térmicas cerca del chorro de hierro. Cuando se utilizan productos baratos mal clasificados, es común que haya pérdidas alrededor de un 10% de inoculante en el chorro.

En el caso del tiempo de vaciado, éste toma gran relevancia (especialmente en la inoculación “temprana”) debido a que la máxima eficiencia de un inoculante se presenta al inicio, sin embargo dicha eficiencia (efecto) se pierde a medida que transcurre el tiempo, este fenómeno es llamado “decaimiento” (Figura 3.13) y mientras mayor sea éste, menor cantidad de celdas eutécticas se tendrán en el material, lo que propicia que la cantidad de grafito precipitado disminuya.

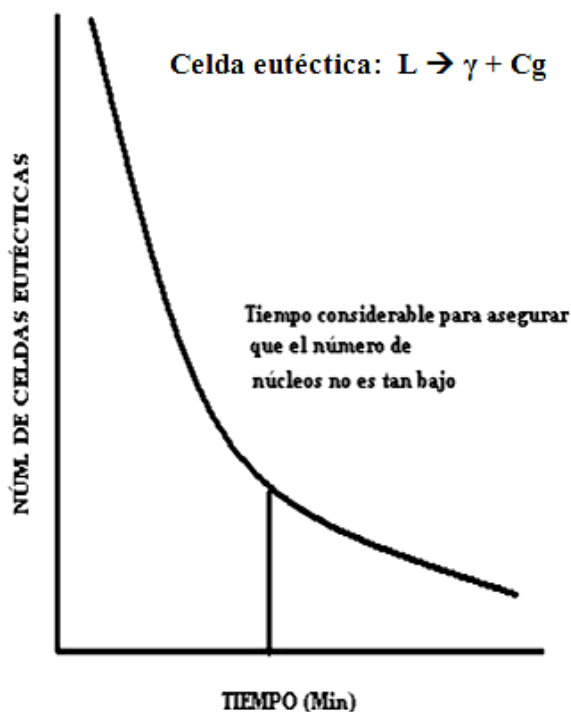


Figura 3. 13. Curva que muestra el decaimiento de los núcleos para que precipite el grafito.

Otro aspecto a considerar es que el aluminio funge como buen desoxidante en las fundiciones, sin embargo, un exceso (propiciado por su contenido en el inoculante) de este elemento generará poros y rechupes.

La Tabla 3.7 describe brevemente el efecto de los elementos que, junto al silicio, están presentes en los inoculantes:

Tabla 3. 7. Efecto de los elementos contenidos en los inoculantes <sup>8</sup>.

<b>Elemento</b>	<b>Descripción</b>
<b>Aluminio</b>	<p>Normalmente se encuentra en las aleaciones de ferrosilicio, además presenta un buen efecto de inoculación en pequeñas cantidades.</p> <p>Por otra parte, altos contenidos de aluminio (en aleaciones con poco control) pueden causar poros y microrechupes.</p>
<b>Bario</b>	<p>Es un potente elemento que promueve el grafito y opone resistencia al decaimiento. Hasta un 3% puede emplearse de forma beneficiosa pero un exceso podría producir en el material defectos por escoria.</p>
<b>Calcio</b>	<p>Se trata de un elemento de potencia media de inoculación, aunque una combinación entre calcio y bario puede ser muy efectiva en hierros con contenidos de azufre entre 0.03 y 0.05%.</p>
<b>Estroncio</b>	<p>Es un elemento muy potente para la inoculación, especialmente en secciones delgadas además de tener buena resistencia al decaimiento.</p>
<b>Zirconio</b>	<p>Se trata de un elemento de mediana potencia que proporciona buena disminución al subenfriamiento y particularmente controla la morfología de hierros con altos carbonos equivalentes.</p> <p>Tiene la ventaja de controlar el nitrógeno ya que forma la inclusión <math>ZrN_2</math>, la cual es inofensiva.</p>

Finalmente, las presentaciones de los inoculantes son las siguientes:

- Polvo
- Piedra
- Alambre inoculante (tubos de acero de 9 a 13mm de diámetro con inoculante en su interior)
- Insertos

### 3.5.2. Nodularización <sup>(3,10)</sup>

De acuerdo con la literatura, el tratamiento de nodularización es necesario para fabricar hierros dúctiles o hierros vermiculares. Este tratamiento “consta de agregar agentes nodulizantes como magnesio, cerio y elementos de la familia de las tierras raras, por lo que el elemento más empleado como agente nodulizante dentro de la industria es el magnesio cuya presentación es en forma de ferrosilicio magnesio (Fe-Si-XMg, donde  $X = \%Mg$ ). La función del magnesio es proporcionar el efecto de la nodularización en el carbono libre que precipita en forma de grafito (...). El magnesio contenido dentro de la ferroaleación al momento de agregarlo en el baño se llega a perder por volatización, desoxidante, nodulizante y desulfurante, en el primer caso debido a que la temperatura de ebullición del magnesio (1107°C) es bajo (*sic*) comparado con la temperatura de trabajo durante la fusión (1400 – 1450°C), en el segundo caso va a depender mucho de la formación del óxido de magnesio que está en función de la cantidad de oxígeno (presente en el metal líquido y en el ambiente) que se llegue a combinar con el magnesio y esto estará en función del proceso o método de nodularización empleado, en el tercer caso una parte del magnesio proporcionara (*sic*) el efecto de la nodularización (magnesio residual) y en el último caso va a depender considerablemente del porcentaje de azufre contenido en el metal líquido (...) <sup>10</sup>”.

Este proceso se describe brevemente a continuación:

Debido a que el grafito tiene una red cristalina hcp, cuando precipita en forma de hojuelas (hierro gris) lo hace en las direcciones  $a_1 = a_2 = a_3$ , por lo que se expande en los planos (0001); sin embargo al adicionar los elementos esferoidizantes, se modifica la tensión interfacial y se presenta un crecimiento equilibrado en los ejes  $a_1 = a_2 = a_3 = c$  (Figura 3.14), fenómeno que da paso al grafito con forma de esferoide.

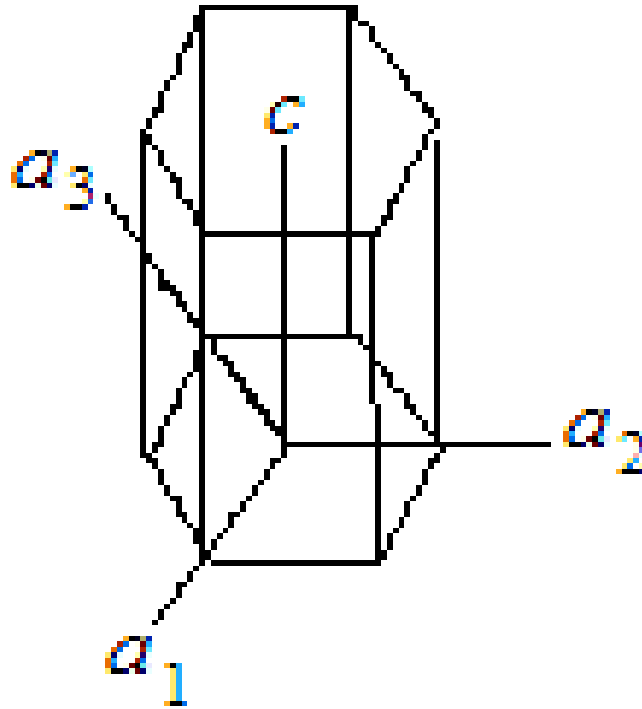


Figura 3. 14. Celda hcp del grafito con los ejes a través de los cuales crece el esferoide.

Los productos nodulizantes que se emplean por lo general son:

- |   |                               |
|---|-------------------------------|
| 1) FeSiMg a granel  | 4) Aleaciones especiales      |
| 2) Hilos con aleaciones de magnesio, así como mezclas y polvo de magnesio | 5) Aleaciones in mold-FeSiMg. |
| 3) Magnesio – Níquel  | 6) Mg puro (en convertidores) |

Por otra parte, existe una amplia variedad de métodos (Figura 3.15) para llevar a cabo este tratamiento ya que el porcentaje de eficiencia del magnesio varía dependiendo el método empleado.

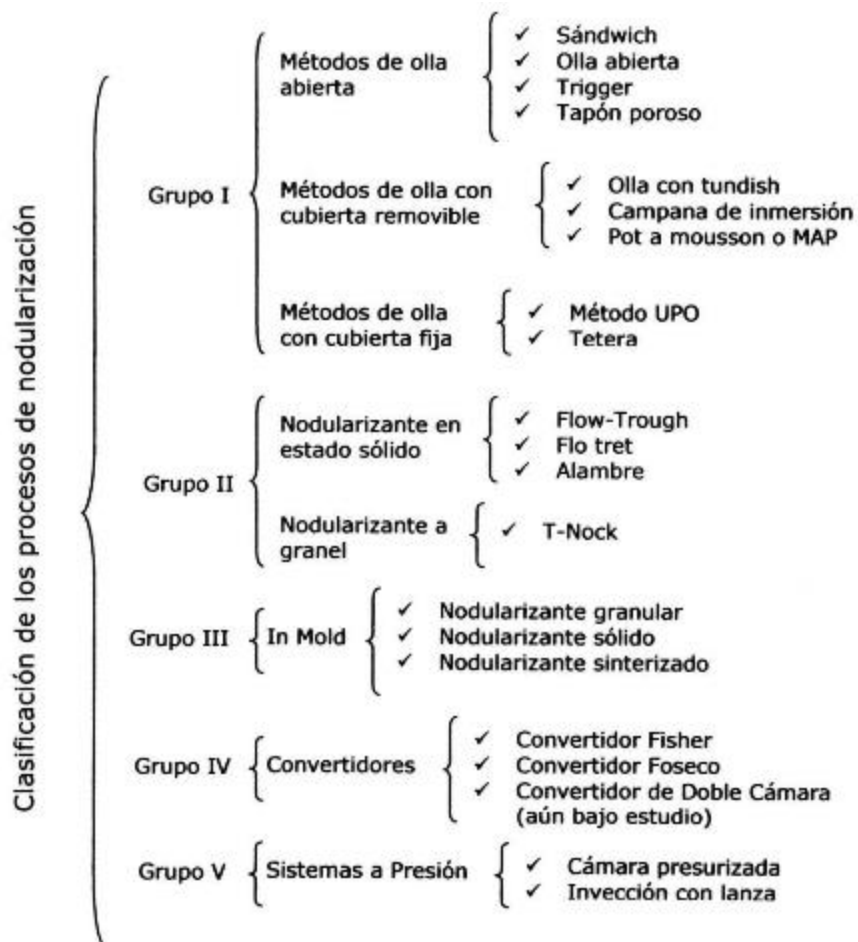


Figura 3. 15. Clasificación por grupos de los métodos de nodularización <sup>3</sup>.

A continuación, se mencionan algunas características del método “Sándwich”, el cual se empleó en este trabajo.

### 3.5.2.1. Método “Sándwich” <sup>(1)</sup>

Durante este método el rendimiento del magnesio oscila entre 40 y 50%, debido principalmente a que el nodulizante es colocado en una cámara (escalón) de reacción y además es “cubierto con rebaba de acero o fundición colada. Se cuida que estos materiales no contengan cantidades significativas de Cr, Ti, Zr y V (...), así también elementos como Pb, Sn, Sb y Cd tienen un efecto perjudicial sobre la forma y tamaño del grafito <sup>1</sup>”. Estos dos factores retardan la reacción y disminuyen la pérdida de magnesio por oxidación

Otro aspecto importante es la presencia de una tapa, que permite incrementar el porcentaje de

eficiencia respecto a los métodos de la “olla abierta” y de la “olla abierta modificada” (20-25% de eficiencia y 30-35% de eficiencia, respectivamente).

Los agentes empleados como nodulizantes deben tener preferentemente la presencia de cerio y tierras raras que aumenten la nodularización, que disminuyan la reactividad de magnesio y de humos y que incrementen la recuperación (eficiencia) de magnesio.

Finalmente, las dimensiones de la olla (Figura 3.16) estarán en función de la relación “altura: diámetro”, cuyos valores pueden ir desde 1.5:1 hasta 3:1. En el caso del escalón (cámara de reacción) el ancho y la altura estarán delimitados de la siguiente manera:

- Ancho= Diámetro/3
- Altura= Diámetro/6

Donde el diámetro es el correspondiente al del fondo de la olla.

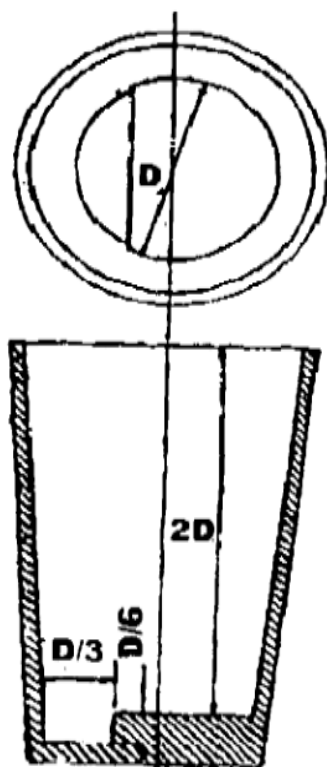


Figura 3. 16. Esquema que muestra las relaciones de la olla de tratamiento usada en el método “Sándwich<sup>10</sup>”.

### 3.6. Análisis térmico <sup>(2, 11)</sup>

La inspección metalográfica de los productos de vaciado puede revelar cualquier irregularidad en los procesos de inoculación, pero esta información se obtiene cuando el metal líquido ha sido vaciado y se ha obtenido un producto con determinadas propiedades.

Una técnica que es capaz de proporcionar una evaluación rápida de la calidad del metal



líquido antes de vaciarse es el análisis térmico. La técnica emplea los parámetros de temperatura y tiempo, los cuales se reflejan en la curva de enfriamiento.

Una vez realizado el proceso de tratamiento de metal y haber obtenido el producto, pueden emplearse técnicas de control de calidad para evaluar las propiedades mecánicas resultantes del producto manufacturado.

El principio del análisis térmico es el de registrar la temperatura de una muestra que está solidificando hasta llegar a ser completamente sólida y el gráfico resultante de temperatura contra tiempo es llamado curva de enfriamiento. “La forma de la curva de enfriamiento variará, dependiendo de las reacciones generadas durante el proceso de solidificación. La solidificación de un metal puro o una aleación es acompañada por la evolución de calor (calor latente de solidificación), cuya magnitud depende de las reacciones que se presenten durante el enfriamiento.

Las reacciones de solidificación no se presentan exactamente a la temperatura de equilibrio. Usualmente es necesario que la temperatura caiga por debajo de su valor de equilibrio antes de iniciar su solidificación. Este fenómeno es conocido como subenfriamiento.

El subenfriamiento representa una fuerza impulsora termodinámica que aparece en la curva de enfriamiento como una caída en la temperatura por debajo de la temperatura de equilibrio para la reacción de solidificación.

Una vez que inicia la reacción de solidificación, el calor latente es liberado y la temperatura alcanza un valor cercano a la temperatura de solidificación en equilibrio. Este proceso de recalentamiento es conocido como recalcancia (...).

(...) Las reacciones principales son fácilmente identificables en la curva de enfriamiento, pero algunas de las reacciones secundarias difícilmente pueden observarse, ya que son sólo pequeños puntos de inflexión.

Una indicación mucho más clara de los puntos de inflexión presentes en una curva de enfriamiento puede ser obteniendo la primera derivada de la curva de enfriamiento y graficarla contra los parámetros de tiempo o temperatura (...). La primera derivada de la curva de enfriamiento proporciona información más detallada sobre el proceso de solidificación. Cada punto de la curva derivada es numéricamente igual a la pendiente de la curva de enfriamiento y, por lo tanto, representa la velocidad de enfriamiento del metal en la muestra que está solidificando. Cuando la derivada aumenta es porque ha sucedido algo que detiene la velocidad

de enfriamiento, su significado es la presencia de una nueva reacción que libera al calor latente<sup>11</sup>,

El equipo de análisis térmico consiste de una copa de muestreo, una microcomputadora para la obtención y análisis de datos y un programa apropiado. La copa tiene generalmente insertado un termopar en su centro geométrico.

La Figura 3.17 presenta una curva de enfriamiento con los puntos más importantes (críticos) que se pueden observar en ella durante la solidificación:

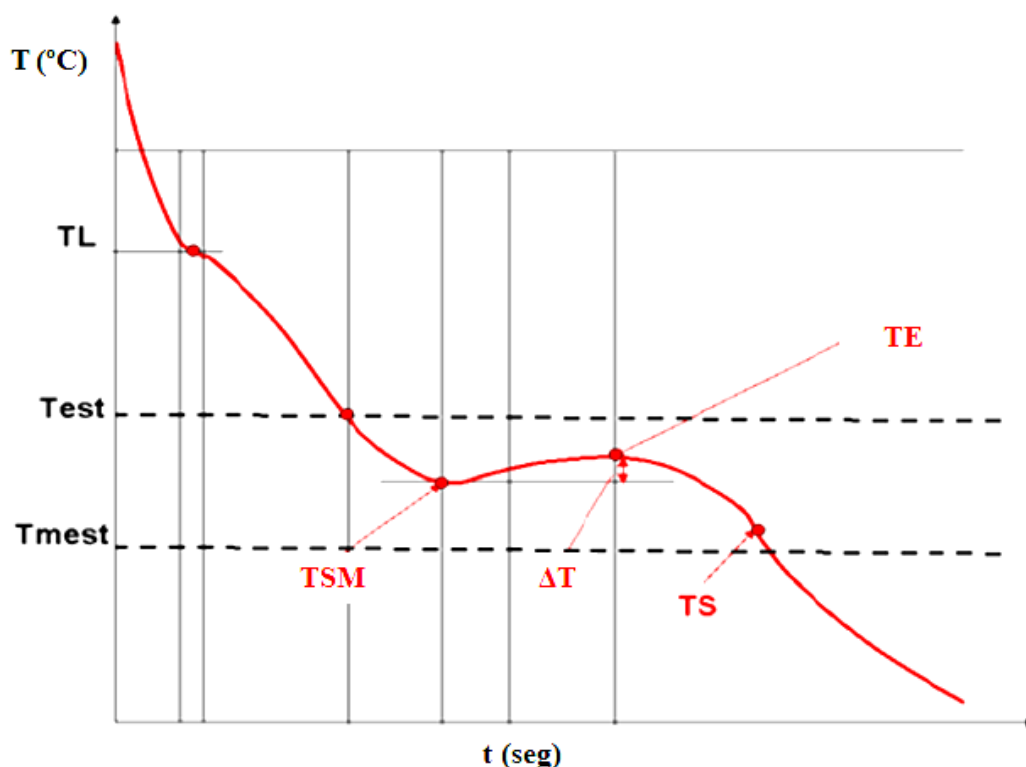


Figura 3. 17. Curva de enfriamiento con los puntos de mayor relevancia durante la solidificación<sup>2</sup>.

En donde:

“TS” corresponde a la temperatura final de solidificación, es decir, es la temperatura a la cual el líquido remanente se ha agotado y finaliza la solidificación. Entre más baja sea, más probabilidad habrá de formarse cementita.

“TSM” es la temperatura correspondiente al subenfriamiento máximo, es decir, representa el máximo subenfriamiento que alcanza la aleación líquida antes de que se presente la recalescencia. Mientras “TSM” tenga un mayor valor, el potencial de grafitización será mayor y esto implicará una mayor cantidad de granos eutécticos (grafito precipitado) y un menor temple.

“TE” es la temperatura máxima que alcanza la aleación durante la solidificación.

“ $\Delta T$ ” es la diferencia entre el valor de “TE” y “TSM”, o bien, el subenfriamiento que presenta la aleación. Por tanto, un valor bajo de “ $\Delta T$ ” (o de igual manera, un valor más alto de “TSM”) indica un mayor potencial de grafitización.

### 3.7. Análisis metalográfico <sup>(12)</sup>

De acuerdo con la norma ASTM E-3 (“*Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*”), el objetivo principal del examen metalográfico es revelar los constituyentes y la estructura de los metales y sus aleaciones.

Por otra parte, se entiende por análisis metalográfico la evaluación cualitativa y cuantitativa de la microestructura de un metal o aleación. Para llevarlo a cabo es necesario el empleo de la metalografía y el uso, por ejemplo, de la microscopía óptica.

Finalmente, el analizar e interpretar la muestra metálica permitirá ver la relación que hay entre las características microestructurales y las diversas variables de procesamiento de un producto o componente metálico y tener un indicativo del estado del proceso.

### 3.8. Análisis de imágenes <sup>(13)</sup>

El procesamiento y análisis de imágenes se puede definir como una forma de extraer información cuantitativa a partir de imágenes. Es una herramienta muy útil en la metalurgia ya que permite la cuantificación de microestructuras (microconstituyentes, fases, inclusiones, etc.).

“Históricamente, el desarrollo de aplicaciones del procesamiento y análisis de imágenes estaba ligado con los programas de investigación espacial. (...). El desarrollo y fortalecimiento progresivo de los computadores personales, prácticamente permitió poner a disposición de cualquier usuario este tipo de tecnología.

(...) Hoy en día, es posible montar un sistema de análisis de imágenes, utilizando computadores (*sic*) y sistemas de captura de imágenes de buena calidad y bajo costo, para obtener resultados muy confiables.

(...) Todo sistema de procesamiento y análisis de imágenes, como mínimo, debe ser capaz de ejecutar los siguientes pasos: captura de la imagen en un formato digital, almacenamiento de la imagen y utilización de programas con la capacidad suficiente para procesar las imágenes.

(...) Una imagen digital es un conjunto de datos de posición, intensidad y eventualmente,

color. Estos datos se refieren a las características de las unidades que forman la imagen, llamadas píxeles. En una imagen bidimensional cada imagen tiene una posición definida por coordenadas (x, y) en un plano cartesiano. Además, cada pixel puede tener un valor de intensidad de gris o tono de color. En una imagen tridimensional, a estos datos se suma otro de posición a lo largo del eje z”.

(...) Existen muy diversos sistemas de capturas de imágenes. Se puede utilizar cámaras digitales con diversas resoluciones, scanners, densitómetros y microscopios digitales, entre otros <sup>13</sup>”. Algunos parámetros importantes en el proceso de adquisición de la imagen son la intensidad de la luz, el contraste, el enfoque, la sombra, el aumento, y la resolución de digitalización.

Para extraer datos cuantitativos de las imágenes, normalmente es necesaria su segmentación (o binarización), para separar los objetos de la imagen. Finalmente, los resultados de las mediciones pueden ser globales (densidad, dispersión, anisotropía, etc.) o rasgos específicos (diámetro, área, posición, redondez, etc.

### **3.9. Propiedades mecánicas <sup>(14)</sup>**

“Las propiedades mecánicas son la réplica de un material a las fuerzas aplicadas. El comportamiento de los metales depende mucho de las condiciones en que trabajan, y así se manifiesta claramente en los ensayos <sup>14</sup>”.

Una forma de evaluar la calidad del hierro obtenido (o cualquier aleación) es mediante la evaluación de estas propiedades mecánicas. De esta manera se sabe si el material (componente) cumplirá con los requerimientos asignados una vez que esté en condiciones de servicio y se justifica la composición química y microestructura de dicho material.

Por último, son diversos los ensayos que se utilizan para evaluar el comportamiento del material, generalmente al aplicarse una carga o fuerza, por lo que los resultados obtenidos dan lugar a las propiedades mecánicas.

#### **3.9.1. Dureza <sup>(14)</sup>**

La dureza puede definirse como la oposición o resistencia que presenta un material para ser penetrado o deformado (plásticamente) por otro material, o lo que es lo mismo, que éste último deje una huella permanente en la superficie.

“La dureza de un metal se puede medir por penetración, rayado o rebote (...). Generalmente, la más empleada es la resistencia a la penetración, por ser el método más satisfactorio para los metales, ya que se pueden obtener valores cuantitativos que varían en periodos tan pequeños como se desee, y además los resultados, con frecuencia, se pueden relacionar con otras propiedades físicas (...), estos ensayos sólo se pueden emplear con materiales suficientemente plásticos para ser penetrados sin romperse (...). Los tres métodos más corrientes (*sic*) de medir la dureza son el Brinell, Rockwell y Vickers <sup>14</sup>”.

### 3.9.1.1. Dureza Brinell

En el caso de la dureza Brinell, se trata de un ensayo que emplea un penetrador de bola de acero endurecida y la cual debe tener un diámetro estándar de 10mm. El tiempo y el valor de la carga varían de acuerdo a la aleación que se someterá al ensayo, de esta forma se tienen establecidas las siguientes relaciones de carga-tiempo en función del tipo de aleación:

- Aleaciones ferrosas: 3000Kg<sub>f</sub> durante 10 a 15 segundos.
- Aleaciones no ferrosas: 500Kg<sub>f</sub> por un espacio de 30 segundos.

Por otra parte, existe otro criterio para calcular la carga que se aplicará durante el ensayo, dicho criterio consiste en lo siguiente:

- Para materiales ferrosos  $P=30D^2$
- Para materiales no ferrosos “duros”  $P=10D^2$
- Para materiales ferrosos “blandos”  $P=5D^2$

En donde “D” es el diámetro del penetrador y “P” es la carga (Kg<sub>f</sub>).

Finalmente, para saber el valor de la dureza en la escala Brinell se puede obtener de manera automática si es que el durómetro lo permite o bien, se puede emplear la siguiente expresión:

$$\frac{(P)}{\left(\frac{\pi D}{2}\right) (D - \sqrt{D^2 - d^2})} = HB \left[ \frac{Kg}{mm^2} \right]$$

En donde “P” es la carga aplicada en Kg<sub>f</sub>, la “D” corresponde al diámetro del penetrador y “d” es el diámetro correspondiente a la huella que se presentó en la superficie del material al término del ensayo (esta huella se debe medir con la ayuda de un ocular o microscopio graduado).

### 3.10. Moldeo <sup>(15)</sup>

Un molde es un recipiente o cavidad con la configuración de la pieza deseada, en la cual se vierte el metal en estado líquido para su posterior solidificación y enfriamiento. Los moldes para la colada pueden ser de dos tipos:

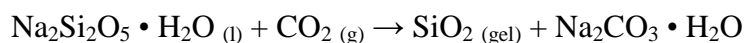
- Permanente: El molde está constituido por un material metálico (normalmente acero o hierro colado) que permite su uso en repetidas operaciones de fundición.
- No Permanente: En este caso el molde debe ser destruido para retirar la pieza solidificada, lo que implica la elaboración de un nuevo molde para una posterior colada. La velocidad de producción puede verse afectada por la necesaria elaboración de moldes.

#### 3.10.1. Moldeo silicato – CO<sub>2</sub> <sup>(16)</sup>

Este proceso apareció a finales del siglo XIX mediante la patente extendida a Hargreaves y Poulson en 1980. Posteriormente fue poco desarrollada y hasta 1950 volvió a retomarse para fabricar aleaciones ferrosas (hierros y aceros) y no ferrosas.

El proceso consiste básicamente en la mezcla de arena (sílice) y una resina (silicato de sodio), la cual se moldea hasta obtener la forma deseada para finalmente realizar un “curado” a dicha mezcla mediante la adición de una corriente de gas CO<sub>2</sub>. De esta manera se desarrollan al máximo las propiedades de resistencia y de dureza de la mezcla.

El fenómeno que se lleva a cabo es la reacción entre el CO<sub>2</sub> suministrado y el silicato de sodio, de esta forma se obtiene un gel de sílice y carbonato de sodio. La reacción es la siguiente:



El gel mencionado actúa como un aglomerante entre los granos de arena sílice.

Los componentes necesarios para este proceso son los siguientes:

- |  |      |
|--|------|
| - Arena (Sílice, Olivina, Cromita, etc.)   | 100% |
| - Aglutinante (Silicato de sodio)  | 5.5% |
| - Endurecedor (gas CO <sub>2</sub> )   | 1.0% |
| - Aditivos (para facilitar la colapsabilidad, tales como:<br>Harina de madera, polvo de carbón, etc.). | 0-2% |

Por otra parte, los posibles contaminantes son los siguientes:

- 1) Arcilla: Absorbe el silicato de sodio, lo cual genera mayores consumos y propicia una

disminución en la resistencia del molde.

- 2) Humedad: Diluye el silicato de sodio, altera la proporción molar y reduce la resistencia de la arena, por lo cual debe secarse el molde antes de usarse.

Finalmente se mencionan algunas ventajas y desventajas del proceso:

Ventajas:

- Se realiza rápidamente el molde, el endurecimiento es en poco segundos.
- Exactitud dimensional.
- Buen acabado superficial.
- Bajo desprendimiento de gases.
- No se requiere de personal especializado.
- No se emplean equipos, a diferencia del proceso Shell.

Desventajas:

- Con el transcurrir del tiempo hay absorción de  $\text{CO}_2$  y esto repercute en el endurecimiento (lento) desde la superficie hasta el interior del molde.
- Debido a la absorción de humedad por parte del molde, éste pierde vida de almacenamiento (ayuda el agregar 0.5 – 1% de azúcar refinada).
- Mala colapsabilidad debido a que la sílice gel es un producto de reacción inorgánica y no se destruye fácilmente.

## CAPÍTULO 4: DESARROLLO EXPERIMENTAL

Para la realización del presente trabajo se llevaron a cabo dos fusiones, las cuales tuvieron en común tres etapas principales (Moldeo, Fusión y Caracterización del material) que se presentan, a grandes rasgos, en la Figura 4.1:

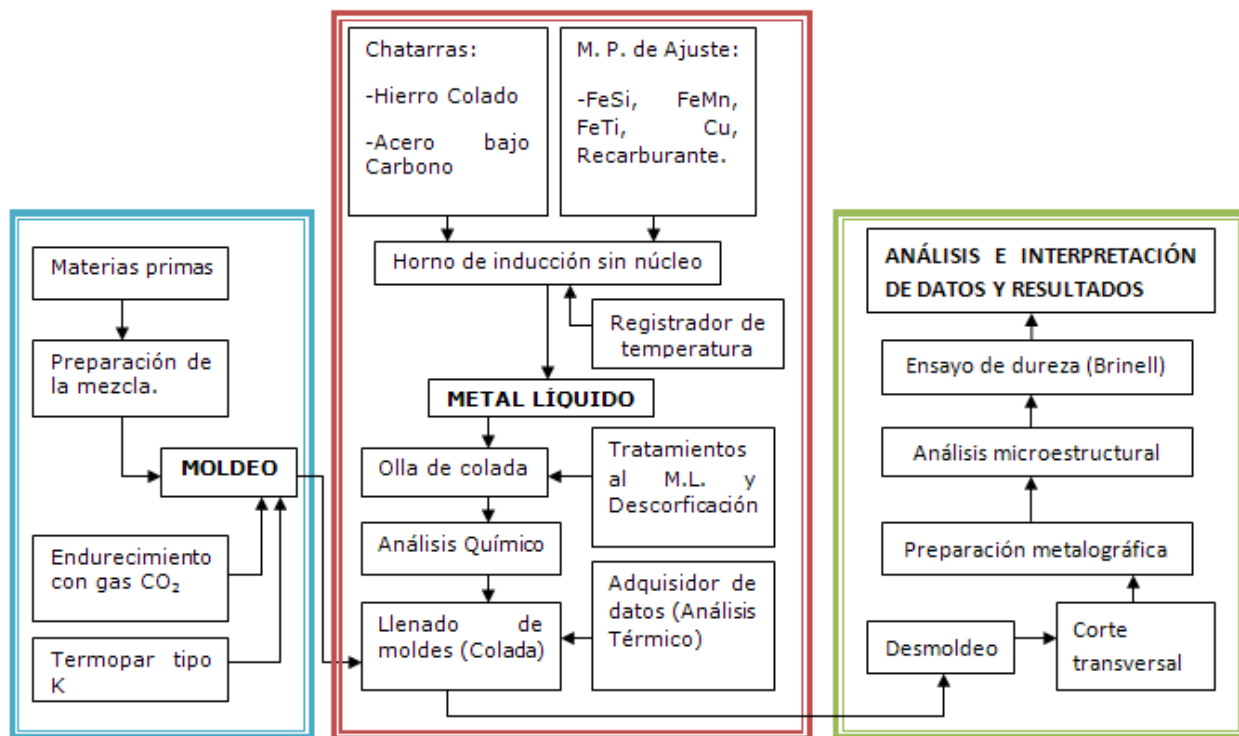


Figura 4. 1. Esquema general de las etapas del desarrollo experimental.

Es importante mencionar que durante la primera fusión el tratamiento de inoculación se llevó a cabo con niveles de 0.10, 0.15 y 0.20% base Silicio, además de un blanco (sin inoculación). Por otra parte, en la segunda fusión los niveles para dicho tratamiento fueron de 0.14, 0.15 y 0.16% base Silicio (ya no hubo blanco). En ambas fusiones el método empleado fue la “inoculación temprana”.

A continuación, se detalla la metodología de cada una de las etapas del diagrama anterior:

Nota: La información de las materias primas se encuentra en los Apéndices A y B.



#### 4.1. Moldeo

Las materias primas, así como los equipos y herramientas utilizados en el moldeo fueron:

Materias primas:

- Arena sílice AFS 90-100
- Resina silicato – CO<sub>2</sub>
- Gas CO<sub>2</sub> extra seco, 99.8%
- Oxiacetileno (para el soldado de los termopares)
- Arena Shell (arena revestida con agentes/resinas termofraguantes)

Equipos/Herramientas:

- Báscula
- Vaso de p.p. de 250ml
- Molde metálico bipartido y pieza cilíndrica de metal
- Apisonador
- Acrílico
- Prensas
- Contenedor con aspas
- Taladro de banco
- Taladro

El procedimiento para preparar los moldes fue el siguiente:

1. Se mezcló arena sílice (2kg) AFS 90-100 con la resina de silicato de sodio (120 ml) durante 5 minutos (se dosificó el total de la resina durante el primer minuto de mezclado).
2. El molde metálico fue llenado con la mezcla y ésta se apisonó dos o tres veces para mejorar la compactación del molde.
3. El fraguado de la mezcla fue con la adición de CO<sub>2</sub> por un espacio de 40 segundos en la parte superior del molde y luego en la parte inferior.
4. Se incrustó un termopar tipo K en cada uno de los moldes (la punta del termopar se soldó con Oxiacetileno. Ver figura 4.2a)): a la mitad de la altura del molde en la primera fusión y a un cuarto de la altura del molde en la segunda fusión.
5. En el caso de la segunda fusión, se mejoró el ajuste del termopar al molde con la adición de una capa de Shell en la base del molde (se perforó el molde antes de agregar el Shell para mejorar la adherencia) (Figura 4.2b)).
6. Los moldes se montaron en un cajón, se rodearon de arena para prevenir su colapso y se conectaron al adquisidor para su posterior llenado (Figura 4.2c)).

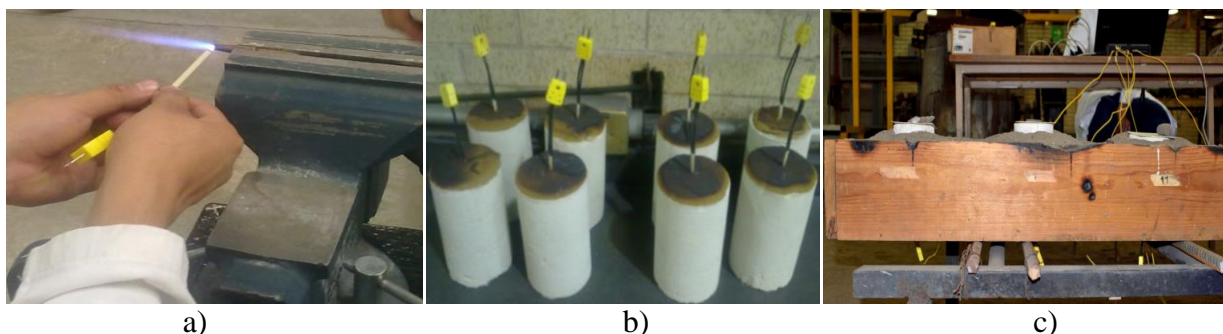


Figura 4. 2. a) soldado de termopares, b) moldes con termopares ensamblados y sellados con Shell y c) moldes con termopares conectados al adquisidor de datos.

## 4.2. Fusión

Las materias primas, así como equipos y herramientas empleados en la fusión fueron:

Materias primas:

- Chatarra de hierro colado
- Acero bajo carbono (tubo y troquel)
- Recarburante
- Nodulizante (Fe45.7%Si-7.57%Mg)
- FeSi (Inoculante) (Fe-75%Si)

- FeSi (de ajuste) (Fe-75%Si)
- FeMn (Fe-73%Mn)
- FeTi (Fe-70%Ti)
- Placa de Cobre
- Descorificante (Silicato de sodio granulado)

Equipos/Herramientas:

- Unidad de fusión, el cual comprende un horno de inducción sin núcleo con capacidad de 100 kg, unidad de potencia, unidad de enfriamiento con agua y una subestación eléctrica.
- Quemador de gas LP
- Lanza para lectura de temperatura (termopar tipo S)
- Olla de colada con capacidad de

- 25kg
- Cucharilla para toma de muestra
- Molde permanente (moneda)
- Esmeril
- Espectrómetro de Emisión Atómica (EEA) marca “Spectro Analytical Instrument” y modelo Spectrolab
- Adquisidor de datos “Personal Daq View” Modelo 56

Procedimiento:

1. Las unidades del horno se encendieron y la olla de colada fue puesta a precalentamiento en el quemador (Figura 4.3a)).
2. Las chatarras fueron acondicionadas previamente para cargarlas al horno (se fracturaron

en el caso del hierro colado y posteriormente se limpiaron). Las cantidades empleadas de estas chatarras para la primera fusión fueron de 57 kg de hierro colado y 38 kg de acero para un total de 95 kg; por otra parte, en la segunda fusión la cantidad de hierro colado fue de 42 kg mientras que de acero fue de 18 kg para una carga total de 60 kg en el horno.

3. Durante la carga del horno se colocó primero la chatarra de hierro colado (debido a su menor punto de fusión respecto al acero), después el acero bajo carbono (ya que presenta alta solubilidad en el hierro colado ya fundido) y finalmente el recarburante, cuya cantidad ya estaba calculada con base al balance de carga (los balances de cada una de las fusiones se presentan en los Apéndices A y B). La incorporación del resto de las chatarras se hizo con la misma secuencia de carga (primero hierro colado y luego acero).
4. Una vez fundida toda la carga en el horno, se realizó la descorificación con la finalidad de retirar todos los óxidos o inclusiones que se generan en el metal líquido (producto de las chatarras o del mismo horno de inducción). Este proceso aglomera en la superficie dicha escoria para su fácil retiro.
5. Se tomó una muestra de metal líquido con la cucharilla y se vertió al molde permanente (moneda) para su análisis en el EEA (previo acondicionamiento de una cara con el esmeril) y de esta manera conocer la composición química.
6. Se hicieron los ajustes necesarios de composición química con las materias primas de ajuste (FeSi, FeMn, FeTi, etc.) en ambas fusiones para cumplir con la composición química requerida. Los cálculos de la cantidad de cada materia prima de ajuste se muestran en los Apéndices A y B.
7. La temperatura del metal líquido se verificó con la lanza (termopar tipo S) como lo muestra la Figura 4.3b) y de esta manera se procedió a vaciar el metal, a una temperatura de  $1490^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ , a la olla de colada (precalentada a unos  $1000^{\circ}\text{C}$ ).
8. Los tratamientos al metal líquido se realizaron inmediatamente al vaciado del horno, y éstos tuvieron el siguiente orden: 1) Nodularización (Método del “Sándwich”, ver Figura 4.3c)). La cantidad de FeSiMg se calculó previamente para obtener un 0.02%Mg residual y dicho agente se colocó en la cámara de reacción de la olla de colada para ser cubierto por una capa de troquel de acero (200g aproximadamente). 2) Inoculación (Método “temprano”). La cantidad de FeSi inoculante se calculó según el nivel de inoculación deseado. La adición fue durante el llenado de la olla de colada. 3) Descorificación. Se

hizo para aglomerar nuevamente los óxidos y las impurezas en el metal líquido que pueden generar defectos en la pieza final.

Nota: La altura de metal líquido alcanzada en la olla estuvo previamente delimitada para tener una masa de 10kg de metal por cada olla de colada.

9. Se tomó una muestra de metal con la ayuda de la cucharilla (Figura 4.4a)) y se llevó al molde permanente (moneda) para obtener la composición química correspondiente a esa colada. Posteriormente se llenó el molde de silicato (Figura 4.4b)) para comenzar a obtener las curvas de enfriamiento por medio del adquisidor de datos “Personal Daq View” Modelo 56.
10. Finalmente se vació el metal restante a lingoteras (Figura 4.4c)) para su reutilización y se regresó al paso 6 para realizar cada una de las siguientes coladas (todos los ajustes realizados para cada colada se detallan en los Apéndices A y B).

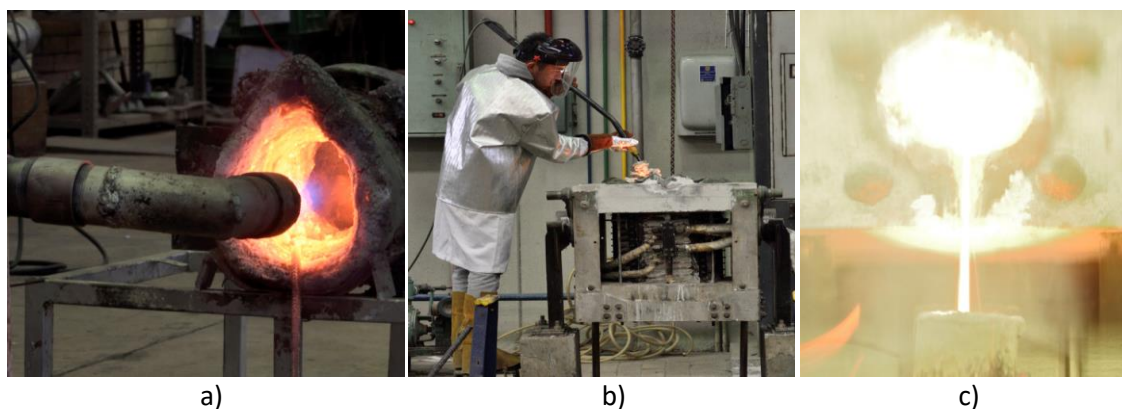


Figura 4. 3. a) precalentamiento de la olla de colada, b) toma de temperatura del metal en el horno y c) reacción del magnesio durante la nodularización.

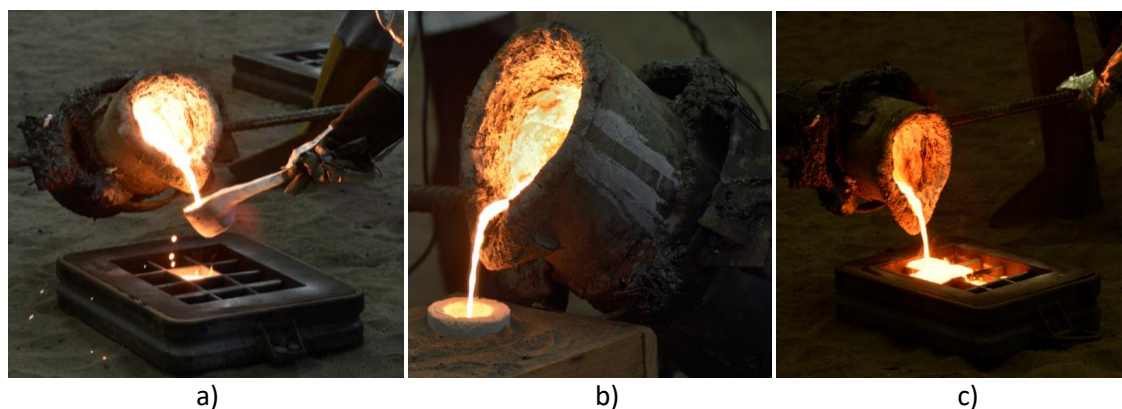


Figura 4. 4. a) toma de muestra para el EEA, b) llenado de moldes y c) vaciado del metal a lingoteras.

### 4.3. Caracterización del material

Los materiales, equipos y herramientas utilizados en la caracterización fueron:

Reactivos/Materias primas:

- Alúmina (0.3 micras)
- Nital 3
- Alcohol

Equipos/Herramientas:

- Cortadora metalúrgica
- Lijas (No. 60 a No.1000)
- Pulidora
- Paño microcloth
- Microscopio óptico, marca “Hinotex” y modelo XJL-17BT
- Cámara LissCam 1000-1
- Software “Liss View 8”
- Analizador de imágenes “Image J”
- Durómetro
- Ocular

El procedimiento aplicado se describe a continuación:

1. Las probetas cilíndricas se desmoldaron y se cortaron transversalmente para obtener rodajas.
2. La preparación metalográfica fue realizada en la superficie más cercana a la punta del termopar, es decir, cerca de la mitad de la probeta (primera fusión) y cerca de un cuarto de la altura total de la probeta (segunda fusión).
3. Después del desbaste grueso y fino (lijas 80-120 y lijas 240-1000, respectivamente) se procedió al pulido con alúmina de 0.3 micras y un poco de agua.
4. Se tomaron las fotografías a 100X con el microscopio óptico y el software “Liss View 8” (Figura 4.5a)).
5. Las probetas se atacaron con Nital 3 por inmersión durante cinco a siete segundos para revelar la matriz y se procedió a tomar fotografía a 100X.
6. Por último, la prueba de dureza Brinell ( $3000K_g_f$  por 15 segundos e indentador de 10mm de diámetro, ver Figura 4.5b)) se realizó por triplicado y posteriormente la huella fue medida con el ocular (Figura 4.5c)) para después determinar el valor dicha propiedad.

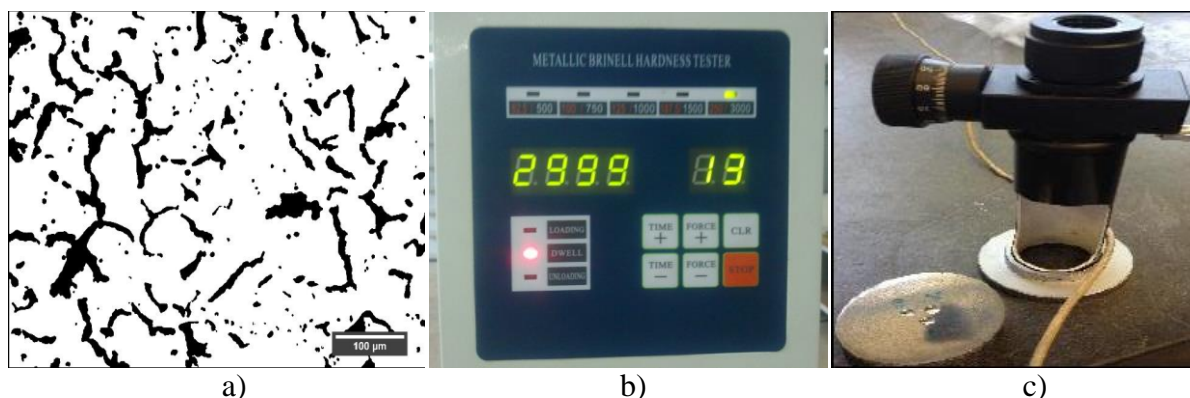


Figura 4. 5. a) imagen obtenida con "Liss View 8", b) parámetros empleados en el durómetro Brinell y c) ocular para la medición de la huella producida en la prueba de dureza.

Las condiciones experimentales empleadas para fabricar los dos hierros vermiculares se presentan en la tabla 4.1:

Tabla 4. 1. Condiciones experimentales de las dos fusiones.

PRIMERA FUSIÓN						
Variables fijas			Niveles de inoculación (%base Si)			
%Mg	%Ti	T. de nodularización (°C)	1	2	3	4
0.02	0.12	1490+/- 10	0.0	0.10	0.15	0.20
SEGUNDA FUSIÓN						
Variables fijas			Niveles de inoculación (%base Si)			
%Mg	%Ti	T. de nodularización (°C)	1	2	3	
0.02	0.0787	1490+/- 10	0.14	0.15	0.16	

## CAPÍTULO 5: RESULTADOS Y ANÁLISIS

Los resultados obtenidos se presentan a continuación, seguidos por un breve análisis correspondiente:

### 5.1. Composición química

Las Tablas 5.1 y 5.4 presentan los valores de composición química de cada una de las probetas en la primera y segunda fusión, respectivamente. Es importante mencionar que para la determinación del carbono equivalente se empleó la siguiente expresión:

$$C_{eq} = \%C_T + \frac{\%Si + \%P}{3}$$

El concepto de carbono equivalente es de gran importancia debido a que ofrece una aproximación del “efecto/impacto” que tienen elementos como el carbono, el silicio y el fósforo en la solidificación a través del diagrama de fases binario hierro-grafito.

La composición química de las probetas en la primera fusión fue la siguiente:

Tabla 5. 1. Composición química final obtenida por EEA para cada probeta (nivel de inoculación) de la primera fusión.

Nivel	Inoculación (% base Si)	%C	%Si	%S	%P	%Mn
0	0.0	3.552	2.499	0.017	0.019	0.630
1	0.10	3.467	2.614	0.017	0.021	0.626
2	0.15	3.323	2.554	0.019	0.019	0.633
3	0.20	3.264	2.819	0.017	0.018	0.638
Nivel	Inoculación (% base Si)	%Mg	%Ti	%Cu	%Cr	C eq.
0	0.0	0.025	0.105	0.305	0.137	4.391
1	0.10	0.019	0.101	0.302	0.135	4.345
2	0.15	0.012	0.112	0.307	0.140	4.181
3	0.20	0.015	0.111	0.313	0.141	4.210

La Tabla 5.1 muestra valores para el carbono equivalente por arriba de 4.25 en los niveles 0 y 1, lo cual indica que son hierros hipereutécticos. Sin embargo, no sucede lo mismo en el nivel 3 y sobre todo el nivel 2, en donde el valor del carbono equivalente baja aún más. La principal razón de lo anterior, es que el % de carbono en el metal líquido comenzó a bajar debido a la

temperatura de trabajo, la cual propicia que el carbono se queme y se combine con el oxígeno para formar  $\text{CO}_2$  (además de quedarse atrapado en la escoria y no incorporarse al metal).

En cuanto al silicio, se esperaba un incremento conforme a los niveles de inoculación (debido a que éstos van en ascenso), sin embargo, esta tendencia se interrumpe en el nivel 2 puesto que el porcentaje disminuye considerablemente debido a un exceso de metal tratado durante esa colada.

Por otra parte, esos porcentajes de silicio (alfágeno) son ya los suficientes como para que en la microestructura se presente ferrita. Otra variable a considerar para la formación de la ferrita, es el espesor, entre mayor sea el espesor, el enfriamiento será más lento y por ende se comenzará a formar más de esta fase.

Para el caso del azufre y del fósforo, el primero de ellos se encuentra por encima del porcentaje esperado (0.015%) mientras que el fósforo ( $\leq 0.02\%$ ), se mantiene estable en porcentajes bastante aceptables ya que no habrá esteadita en la microestructura.

En cuanto al manganeso y al cobre, elementos que estabilizan la perlita, éstos se mantienen en valores ligeramente altos (caso del manganeso) y por debajo de los valores esperados (caso del cobre), aun así, ambos elementos se encuentran dentro de las especificaciones del hierro nodular grado 100-70-03. En ambos casos los porcentajes de estos elementos aseguran la presencia de perlita debido a la función de los mismos.

Finalmente, del magnesio y del titanio se puede analizar lo siguiente: El titanio se mantuvo cercano al porcentaje buscado (0.12%) en todos los niveles mientras que el magnesio tuvo grandes variaciones (ejemplo de ello es el porcentaje que presenta el nivel 0, el cual es del doble de magnitud respecto al que presenta el nivel 2) que repercutieron en la forma del grafito pero que permitieron observar claramente la influencia de este elemento como esferoidizante.

El nivel 2 ha sido mencionado de una manera más específica y eso es porque durante su obtención se trabajó con una cantidad de metal en exceso (se llenó la olla de colada por encima de la altura delimitada) que repercutió directamente en la caída de los porcentajes de magnesio y de silicio.

En el caso del silicio, los valores que se presenten dependen en cierta medida de la cantidad de inoculante adicionado, sin embargo, si la cantidad de metal ya es superior a la estipulada, se presentará una disminución en la recuperación o eficiencia del silicio.

De manera similar sucede con el magnesio y el tratamiento de nodularización, solamente que la disminución de dicho elemento favorece el obtener un hierro vermicular.



La Tabla 5.2 presenta la cantidad de metal tratado y la influencia de éste en los porcentajes de magnesio y de silicio, así como en la dureza y el carbono equivalente.

Tabla 5. 2. Cantidades de metal tratado, porcentajes de Mg y Si y valores de dureza y de carbono equivalente de la primera fusión.

<b>Inoculación</b> (% base Si)	<b>Metal</b> <b>tratado (Kg)</b>	<b>Magnesio</b> <b>residual (%)</b>	<b>Silicio</b> <b>(%)</b>	<b>HB</b> <b>(Kg/mm<sup>2</sup>)</b>	<b>Carbono</b> <b>equivalente</b>
<b>0.0</b>	9.21	0.0256	2.499	221.9	4.391
<b>0.10</b>	9.80	0.0192	2.614	203.7	4.345
<b>0.15</b>	<b>11.16</b>	<b>0.0123</b>	<b>2.554</b>	<b>180.7</b>	<b>4.181</b>
<b>0.20</b>	9.57	0.0152	2.819	186.5	4.210

Con base en los resultados de la tabla anterior, fue conveniente conocer (de forma aproximada) el nivel de inoculación real que tuvieron las probetas, ya que, aunque la base de cálculo fue de 10Kg (teóricamente), la cantidad de metal empleada no fue precisamente esa. Para ello se empleó la siguiente expresión:

$$\frac{(Base\ teórica)\left(\frac{Nivel\ teórico}{100\%}\right)}{\left(\frac{Silicio\ en\ el\ inoculante}{100\%}\right)\left(\frac{Ef.\ del\ inoculante}{100\%}\right)} = \frac{(Base\ REAL)\left(\frac{Nivel\ REAL}{100\%}\right)}{\left(\frac{Silicio\ en\ el\ inoculante}{100\%}\right)\left(\frac{Ef.\ del\ inoculante}{100\%}\right)}$$

Como ejemplo, se calcula la inoculación REAL correspondiente al nivel 2 (0.15% base silicio teóricamente):

$$\frac{(10Kg)\left(\frac{0.15\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{75\%}{100\%}\right)\left(\frac{98\%}{100\%}\right)} = \frac{(11.16Kg)\left(\frac{X}{100\%}\right)}{\left(\frac{75\%}{100\%}\right)\left(\frac{98\%}{100\%}\right)}$$

Al resolver para X, se obtiene un valor de 0.13% el cual corresponde al nivel de inoculación REAL

Con lo anterior se observa la influencia de la cantidad de metal tratado en los tratamientos al metal líquido

Por tanto, los niveles de inoculación REALES alcanzados se muestran en la Tabla 5.3:

Tabla 5. 3. Niveles teóricos y reales de inoculación.

<b>Nivel (% base Silicio)</b>	<b>Inoculación teórica (% base Si)</b>	<b>Inoculación REAL (% base Si)</b>
<b>0</b>	0.0	0.0
<b>1</b>	0.10	0.102
<b>2</b>	0.15	0.134
<b>3</b>	0.20	0.209

La composición química de las probetas en la segunda fusión se muestra a continuación:

Tabla 5. 4. Composición química final obtenida por EEA para cada probeta (nivel de inoculación) de la segunda fusión.

Nivel	Inoculación (% base Si)	%C	%Si	%S	%P	%Mn
1	0.14	3.668	2.512	0.012	0.017	0.616
2	0.15	3.437	2.514	0.011	0.016	0.612
3	0.16	3.588	2.531	0.013	0.017	0.613

Nivel	Inoculación (% base Si)	%Mg	%Ti	%Cu	%Cr	C eq.
1	0.14	0.015	0.081	0.305	0.077	4.511
2	0.15	0.014	0.082	0.307	0.076	4.280
3	0.16	0.013	0.082	0.304	0.076	4.437

En este caso, la Tabla 5.4 exhibe valores de carbono equivalente superiores a 4.25 en todos los niveles de inoculación, lo cual indica que todas las probetas corresponden a un hierro vermicular hipereutético (el eutético del diagrama Fe-C<sub>g</sub> se encuentra en 4.25%). En el caso del silicio los valores son muy similares debido a que los niveles de inoculación teóricos se encuentran cercanos (0.15% base silicio es la condición óptima que se determinó en la primera fusión).

El azufre y el fósforo se encuentran muy bien controlados ya que sus respectivos porcentajes no rebasan los límites máximos permitidos para esta fusión (los cuales son de 0.015% y 0.02%, respectivamente). En el caso del fósforo, no propiciará la presencia de esteadita.

El Manganeso se encuentra ligeramente arriba del máximo permitido (0.6% máx.), por lo cual

se espera una cierta cantidad de perlita en la microestructura, ya que el manganeso es un elemento que estabiliza este microconstituyente. Lo mismo sucede en cuanto al cobre ya que también estabiliza la perlita y a que se encuentra cercano al valor esperado (0.35%).

En el caso del Magnesio y del Titanio, principales elementos encargados de dar la morfología al grafito, se encuentran bastante estables en todos los niveles. El magnesio (esferoidizante) se mantiene por debajo del 0.02% (valor máximo) en los tres niveles, y aún mejor, los porcentajes se encuentran dentro del intervalo de 0.008%-0.015% (CRITERIO SINTERCAST recomendado para hierros vermiculares). En contraparte, los porcentajes de Titanio (antiesferoidizante) están bastante cercanos al porcentaje óptimo para esta fusión (0.0787%). Esta relación entre magnesio y titanio permite anticipar una microestructura con predominancia de grafito compacto en cada una de las probetas.

## 5.2. Análisis térmico

Las figuras 5.1 y 5.2 muestran la zona correspondiente al subenfriamiento y a la temperatura eutéctica de cada una de las curvas obtenidas en la primera y en la segunda fusión, respectivamente:

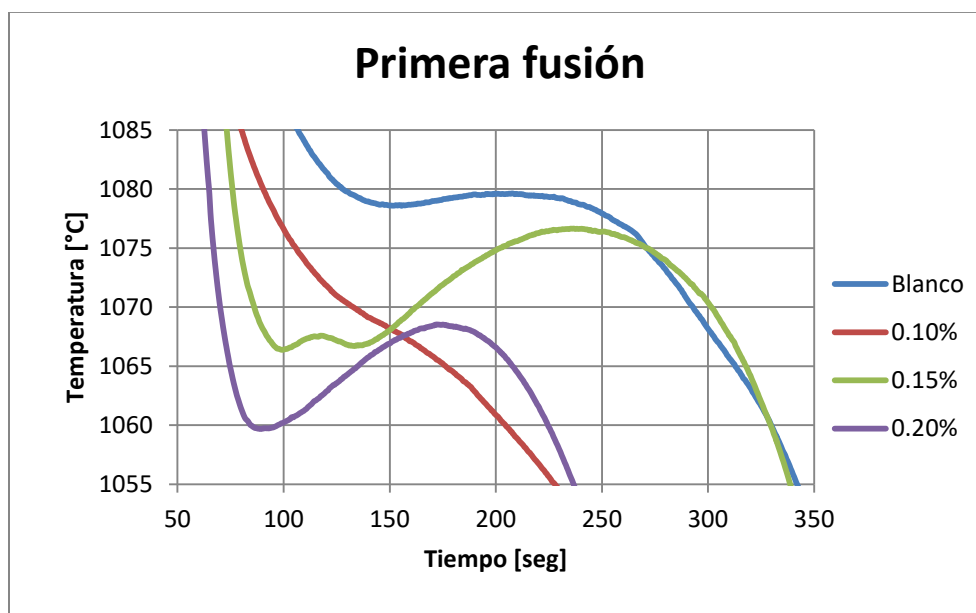


Figura 5. 1. Segmento del subenfriamiento y temperatura eutéctica de las curvas de enfriamiento de la primera fusión.

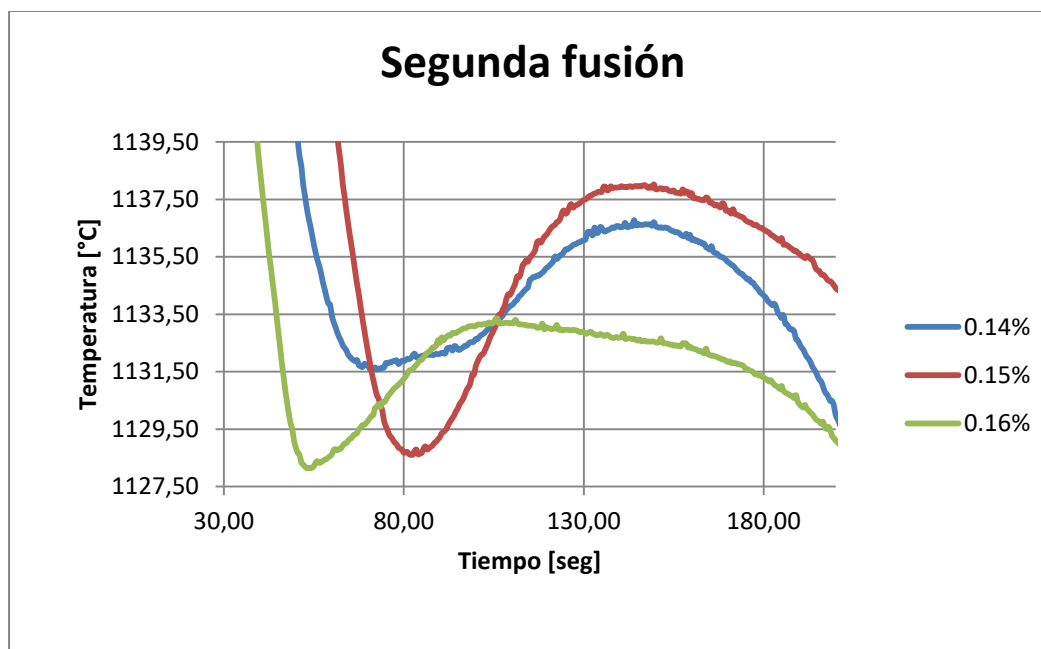


Figura 5. 2. Segmento del subenfriamiento y temperatura eutéctica de las curvas de enfriamiento de la segunda fusión.

Los puntos (temperaturas) de mayor relevancia en las curvas de enfriamiento durante la solidificación se presentan en la tabla 5.5:

Tabla 5.5. Temperaturas de más relevancia en las curvas de enfriamiento de ambas fusiones.

PRIMERA FUSIÓN					
Nivel	Inoculación (%base Silicio)	Temperatura mínima (TSM) (°C)	Temperatura eutéctica (°C)	Subenfriamiento "ΔT" (°C)	Temperatura de nodularización (°C)
0	0.0	1078.58	1079.63	1.05	1490 +/- 10
2	0.15	1066.38	1076.65	10.27	1490 +/- 10
3	0.20	1059.67	1059.67	8.86	1490 +/- 10
SEGUNDA FUSIÓN					
Nivel	Inoculación (%base Silicio)	Temperatura mínima (TSM) (°C)	Temperatura eutéctica (°C)	Subenfriamiento "ΔT" (°C)	Temperatura de nodularización (°C)
1	0.14	1131.57	1136.78	5.21	1490 +/- 10
2	0.15	1128.61	1138.02	9.41	1490 +/- 10
3	0.16	1128.14	1133.35	5.21	1490 +/- 10

Las curvas de enfriamiento referentes a la primera fusión no pueden considerarse del todo confiables ya que durante la colada de los niveles 2 y 3 el termopar correspondiente se desprendió del fondo del molde y flotó hasta quedar en la superficie al término de la solidificación de las probetas.

### **Caso ideal de la curva de enfriamiento tomando el efecto de la inoculación**

Idealmente se esperaría que a mayores niveles de inoculación el subenfriamiento disminuyera debido en parte al incremento de sitios de nucleación para el grafito, sin embargo, esta tendencia nunca se presenta, lo cual se puede deber a diversos factores:

- La cantidad de metal tratado:

En este caso si se trata una mayor cantidad de metal la recuperación que se tiene de inoculante y de nodulizante se ve afectada, como fue el caso del nivel 2 en el cual se adicionó metal en exceso a la olla.

- Temperatura de colada:

Tiene un papel fundamental puesto que debe estar bien controlada debido a que puede afectar a los tratamientos al metal líquido si la temperatura se encuentra muy elevada.

En el caso de la inoculación las partículas se pueden oxidar rápidamente e incorporarse a la escoria sin hacer su función como sitio de nucleación y de esta manera el nivel de inoculación real no será el mismo que el teórico. En el caso del magnesio, la eficiencia disminuye (en cuanto al método del Sándwich) debido a que la capa de troquel que recubre al ferrosilicio magnesio se disuelve más rápido y por tanto el magnesio reacciona de manera más prematura.

- La cantidad de inoculante:

Si no se adiciona la cantidad necesaria de inoculante difícilmente se podrá obtener una tendencia entre el nivel de inoculación y el grado de subenfriamiento, como pasó en el caso de la primera fusión. Esto se considera como un error humano, ya que posiblemente la cantidad requerida para el nivel de inoculación bajo estudio no se pesó de manera correcta.

- Termopar:

A pesar de que la literatura reporta que los termopares tipo K proporcionan lecturas confiables hasta temperaturas de 1200 °C-1300°C, lo cierto es que la temperatura que se tiene al momento de llenar los moldes (mayor a la temperatura de operación recomendada del termopar tipo K) puede influir en que los termopares se desprendan y floten. Finalmente, que el termopar no se

encuentre posicionado en el centro geométrico de la pieza (o simplemente que esté mal ensamblado) durante el llenado de los moldes también puede propiciar que las curvas de enfriamiento no sean tan representativas y confiables.

Por otra parte, se podría pensar que la microestructura presentaría carburos ledeburíticos ya que la temperatura mínima que alcanzaron las probetas (a pesar de la ruptura del termopar) es menor a los 1110°C y debido a que la temperatura eutéctica metaestable se encuentra teóricamente en 1148°C, la solidificación sería regida por el sistema metaestable.

Sin embargo, las microestructuras que se presentan en la Tabla 5.6 se encuentran libres de pseudoledeburita, además permiten confirmar que a mayor nivel de inoculación la cantidad de partículas de grafito precipitadas aumenta, y además, que hasta cierto nivel de inoculación se puede obtener el grafito compacto con mayor cantidad. De esta manera el nivel 2, correspondiente a 0.15% de inoculación, quedó como la condición óptima para la segunda fusión.

En el caso de la segunda fusión, debido a que se emplearon niveles de inoculación muy similares, el valor del subenfriamiento que se presenta es de igual manera muy similar y con sólo una pequeña variación de cuatro grados en una de las probetas (nivel 2).

Por otra parte, es posible suponer que las temperaturas mínimas que alcanzaron las probetas durante la solidificación se encuentren por encima de la temperatura eutéctica metaestable (sistema Fe-Fe<sub>3</sub>C) y no como las obtenidas en la primera fusión; esto se debe a la presencia del silicio y de otros elementos que propician que el campo (intervalo) entre las temperaturas eutécticas estable y metaestable aumente o se desplace y de esta manera se favorezca la grafitización.

De acuerdo con la ASM <sup>17</sup>, los elementos que aumentan el intervalo promueven la formación de grafito mientras que los elementos que disminuyen el intervalo promueven la formación de carburos. Por lo tanto, según su función sobre el intervalo los elementos se pueden clasificar de la siguiente forma:

- Grafitizadores fuertes, ya que aumentan la temperatura eutéctica estable y disminuyen la temperatura eutéctica metaestable. Estos elementos son el Si, Al, Ni y Cu.
- Grafitizadores débiles, puesto que disminuyen ambas temperaturas, pero aun así incrementan el intervalo. Estos elementos son el P y el As.
- Fuertes estabilizadores de carburos, debido a que disminuyen la temperatura eutéctica

estable e incrementan la temperatura eutéctica metaestable. Estos elementos son el Cr, el V y el Mn.

- Débiles estabilizadores de carburos, ya que disminuyen ambas temperaturas. Estos elementos son el W y Mo.

Con base en lo anterior, es posible afirmar que el silicio tuvo una fuerte influencia en el intervalo de las temperaturas eutécticas, ya que incrementó la temperatura eutéctica estable y disminuyó la metaestable, para que se favoreciera la grafitización. Esto puede extrapolarse para ambas fusiones.

### 5.3. Análisis microestructural

La microestructura asociada a cada una de las probetas se analizó en dos etapas principales para las dos fusiones: sin ataque y con ataque.

Las Tablas 5.6 y 5.7 muestran las microestructuras observadas para la primera y segunda fusión, respectivamente.

Tabla 5. 6. Microestructuras obtenidas en la primera fusión vistas a 100X.

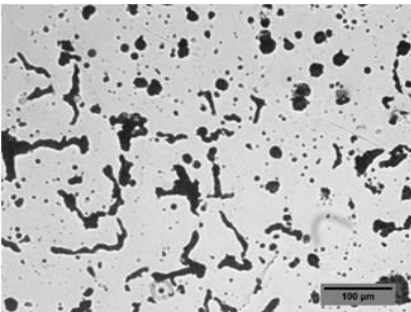
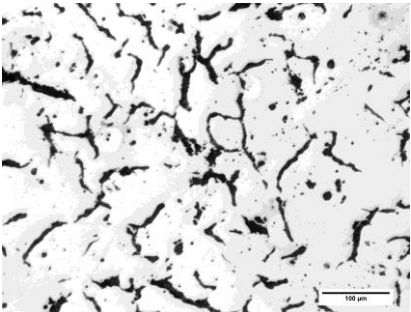
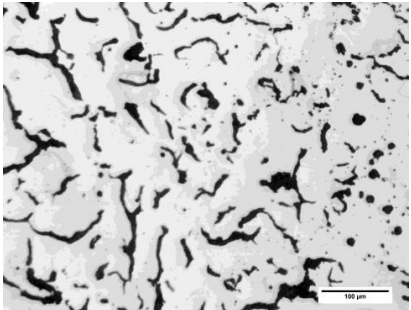
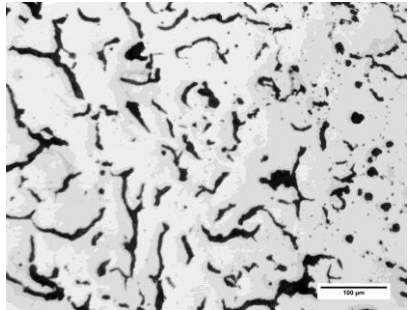
		<b>SIN ATAQUE</b>	
<b>Inoculación (% base Si)</b>	<b>0.0</b>	<b>0.10</b>	<b>0.15</b>
<b>CENTRO DE LA PIEZA</b>			
	Figura T 5.6.1. Microestructura del nivel 0.	Figura T 5.6.2. Microestructura del nivel 1.	
		<b>0.20</b>	
	Figura T 5.6.3. Microestructura del nivel 2.		Figura T 5.6.4. Microestructura del nivel 3.

Tabla 5.6. Cont.

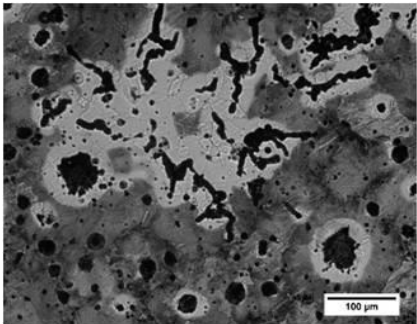
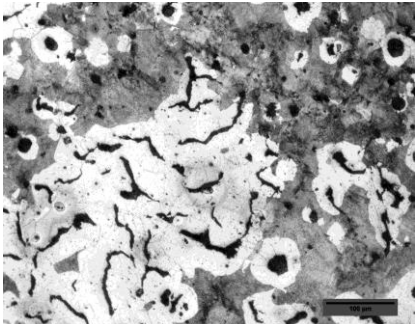
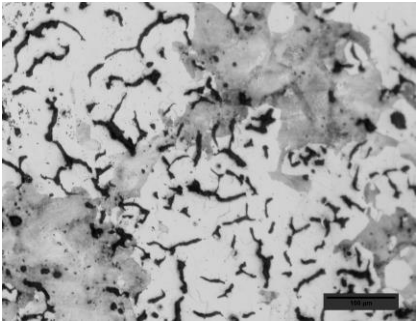
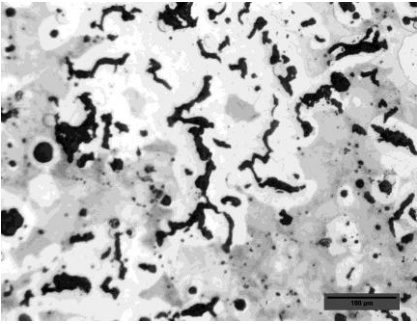
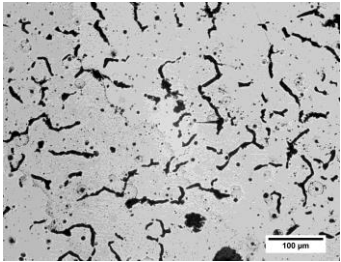
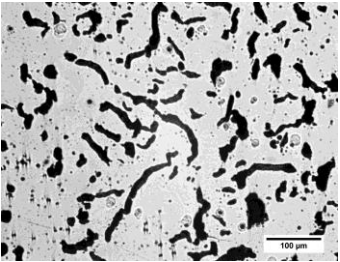
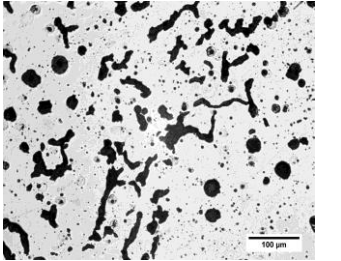
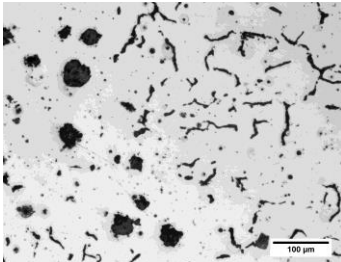
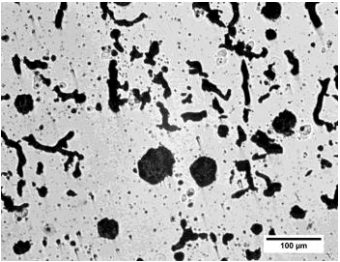
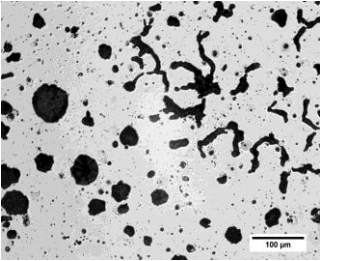
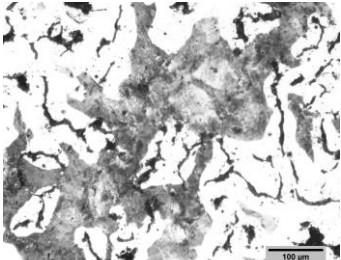
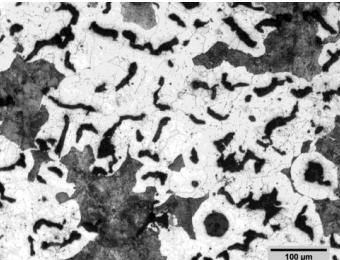
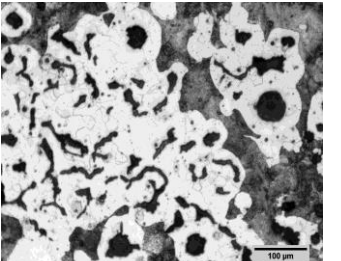
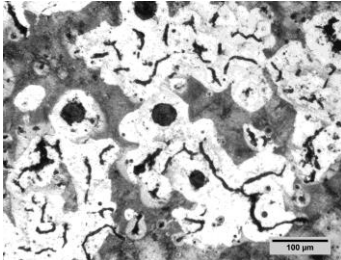
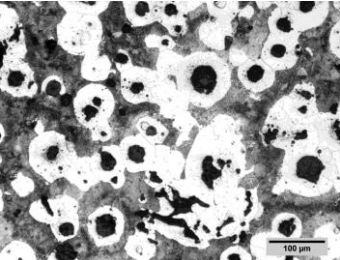
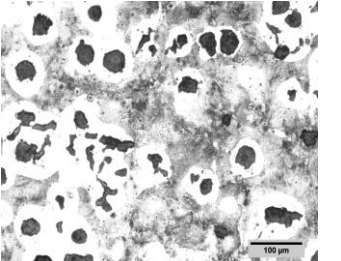
		<b>CON ATAQUE</b>	
<b>Inoculación (% base Si)</b>	<b>0.0</b>	<b>0.10</b>	
<b>CENTRO DE LA PIEZA</b>	 <p>Figura T 5.6.5. Microestructura del nivel 0.</p>	 <p>Figura T 5.6.6. Microestructura del nivel 1.</p>	
	 <p>Figura T 5.6.7. Microestructura del nivel 2.</p>	 <p>Figura T 5.6.8. Microestructura del nivel 3.</p>	



Tabla 5. 7. Microestructuras obtenidas en la segunda fusión vistas a 100X.

<b>SIN ATAQUE</b>			
<b>Inoculación (% base Si)</b>	<b>0.14</b>	<b>0.15</b>	<b>0.16</b>
<b>CENTRO DE LA PIEZA</b>			
	Figura T5.7.1. Microestructura del nivel 1.	Figura T 5.7.2. Microestructura del nivel 2.	Figura T 5.7.3. Microestructura del nivel 3.
<b>ORILLA DE LA PIEZA</b>			
	Figura T 5.7.4. Microestructura del nivel 1	Figura T 5.7.5. Microestructura del nivel 2.	Figura T 5.7.6. Microestructura del nivel 3
<b>CON ATAQUE</b>			
<b>Inoculación (% base Si)</b>	<b>0.14</b>	<b>0.15</b>	<b>0.16</b>
<b>CENTRO DE LA PIEZA</b>			
	Figura T 5.7.7. Microestructura del nivel 1.	Figura T 5.7.8. Microestructura del nivel 2.	Figura T 5.7.9. Microestructura del nivel 3.
<b>ORILLA DE LA PIEZA</b>			
	Figura T 5.7.10. Microestructura del nivel 1	Figura T 5.7.11. Microestructura del nivel 2.	Figura T 5.7.12. Microestructura del nivel 3

Posteriormente, con el analizador de imágenes se determinaron parámetros que permitieron conocer el % de nodularidad (o bien, % de Vermicularidad) así como la densidad de vermículos.

La metodología empleada se muestra en el Apéndice C junto con los patrones comparativos empleados para estimar el tamaño de vermículo de acuerdo con la norma ISO 945-1 <sup>18</sup>.

De manera general se observan microestructuras con grafito vermicular en una proporción mayor al 80%, lo cual permite confirmar, de antemano, que se obtuvo hierro vermicular. Únicamente el nivel 0 (sin inoculante) de la primera fusión no presenta al menos el ochenta por ciento de vermicularidad, lo cual es normal ya que justamente en esa colada la cantidad de magnesio se encuentra en 0.025% (Tabla 5.1), hecho que propicia el incremento de nodularidad en el grafito.

En cuanto a la cantidad de vermículos en las probetas de la primera fusión, se aprecia un incremento en la cantidad de éstos conforme aumenta la inoculación hasta el nivel 2 (0.15% de inoculación), a partir de ahí la cantidad de grafito precipitado es cierto que incrementa, pero ahora hay una disminución en la cantidad de vermículos y un aumento en la cantidad de esferoides. Lo anterior se debe a un exceso en la cantidad de inoculante empleado, pues de acuerdo con Delgadillo <sup>2</sup>, un CGI “es sensible a la adición de inoculantes, los altos niveles de estos proveen más núcleos, los cuales favorecen a la formación de grafito nodular (...) <sup>2</sup>”. También se presentan microrechupes (de los cuales se puede confirmar su presencia debido a su forma irregular y a que al enfocar y desenfocar con el microscopio se observa cierta profundidad), que pueden presentarse principalmente por la presencia del aluminio como se indicó en los fundamentos teóricos (Tabla 3.7).

En el caso de la matriz, en todas las probetas se aprecian mayores porcentajes de perlita debido a los porcentajes que se tienen de los elementos estabilizadores (Cu y Mn) de este microconstituyente.

En cuanto a la segunda fusión, la cantidad de vermículos precipitados es más similar ya que los niveles de inoculación, los porcentajes de magnesio y los niveles de titanio son prácticamente los mismos en los tres niveles (Tabla 5.4). Además, se puede ver el efecto de la velocidad de enfriamiento en la morfología del grafito, pues si esta velocidad aumenta (caso de las zonas cercanas a la intercara molde-metal) se favorece la forma esferoidal tal como se muestra en la Tabla 5.8, donde se comparan el porcentaje de vermicularidad y por ende la densidad de

vermiculos tanto en el centro como en la orilla de las probetas.

Al igual que en la primera fusión, la matriz predominante es la perlítica sobre la ferrítica.

En resumen, las características microestructurales de cada probeta se muestran a continuación, en donde los parámetros se obtienen, salvo la matriz, de acuerdo con la ISO 945-1:

Tabla 5. 8. Características microestructurales de cada una de las probetas.

PRIMERA FUSIÓN								
Inoculación (% base Silicio)	Densidad (Vermículos/mm <sup>2</sup> )		% Nodularidad		Tamaño de vermiculo		Matriz	
	Centro		Centro		Centro		Centro	
0.0	157		21.34		5		P-F	
0.10	283		5.92		5		P-F	
0.15	323		9.02		5/6		P-F	
0.20	251		12.17		5/6		P-F	
SEGUNDA FUSIÓN								
Inoculación (% base Silicio)	Densidad (Vermículos/mm <sup>2</sup> )		% Nodularidad		Tamaño de vermiculo		Matriz	
	Centro	Orilla	Centro	Orilla	Centro	Orilla	Centro	Orilla
0.14	213	155	6.12	22	5/6	6/7	P-F	P-F
0.15	239	167	8.76	23	5/6	5/6	P-F	P-F
0.16	255	170	11.92	36	5/6	5/6	P-F	P-F

#### 5.4. Propiedad mecánica

Después del ensayo de dureza se obtuvieron los valores correspondientes al diámetro promedio de la huella, así como el valor de la dureza, los cuales se exhiben en la Tabla 5.9:

Tabla 5.9. Dureza y grado del hierro vermicular asociado para cada probeta.

PRIMERA FUSIÓN			
Nivel de inoculación (% base Silicio)	Diámetro promedio de la huella (mm)	Dureza Brinell (HB)	Grado asociado (ASTM A-842 e ISO 16112:2006)
0.0	4.059	221.9	400
0.10	4.228	203.7	400
0.15	4.475	180.7	400
0.20	4.408	186.5	400
SEGUNDA FUSIÓN			
Nivel de inoculación (% base Silicio)	Diámetro promedio de la huella (mm)	Dureza Brinell (HB)	Grado asociado (ASTM A-842 e ISO 16112:2006)
0.14	4.314	195.2	400
0.15	4.318	194.8	400
0.16	4.316	195.0	400

Los valores de dureza que presenta la Tabla 5.9 respecto a la primera fusión permiten observar una tendencia de que entre mayores niveles de inoculación menores valores de dureza, sin embargo, esta tendencia desaparece en el último nivel de inoculación (0.20% base silicio) ya que la dureza se incrementa. Además, el valor de la densidad de vermículos disminuye en el mismo nivel de inoculación, ya que la presencia de esferoides aumentó.

Por otra parte, en los fundamentos teóricos del presente trabajo se menciona que dadas las características de la forma del grafito compacto, en general sus propiedades mecánicas, entre ellas la dureza, se encuentran por encima de las del hierro gris pero por debajo de las del hierro dúctil.

Con base en lo anterior, es posible afirmar que el incremento de dureza en ese último nivel se debe que se formó cierta cantidad de esferoides producto de un exceso de inoculante.

En el caso de la matriz, prácticamente no varió la cantidad de perlita y de ferrita, así como los

porcentajes de los estabilizadores de la perlita (Cu y Mn), por lo que no pueden considerarse como factores en ese incremento de dureza.

En el caso de los valores de dureza correspondientes a la segunda fusión, éstos son muy similares debido a que los niveles de inoculación, el porcentaje de vermicularidad y la densidad de vermículos permanecen prácticamente igual en las tres probetas. Nuevamente es evidente que la matriz no tuvo un efecto significativo en la dureza ya que es muy similar en los tres niveles.

Finalmente, con base en los valores de la Tabla 5.9, los hierros que se obtuvieron en cada una de las fusiones son equiparables, el menos en la propiedad de la dureza, al hierro grado 400 según la ASTM o la ISO.

## CAPÍTULO 6: ANÁLISIS GLOBAL

Los parámetros con los que se realizó la caracterización del hierro se pueden englobar y relacionar de la siguiente manera:

En el caso de la composición química, los porcentajes de los elementos que definen la forma del grafito se encuentran en los valores adecuados para obtener, antes que todo, un hierro de grafito compacto. Estos elementos son el titanio, que se mantiene muy cercano a la cantidad buscada (0.12% y 0.0787% para la primera y segunda fusión, respectivamente) y de igual manera el magnesio, el cual está dentro del criterio de SINTERCAST en la segunda fusión (en la primera fusión nada más en el nivel 2).

En el caso del silicio, un fuerte grafitizante, se encuentra en valores de al menos 2.5%, razón por la cual la solidificación es regida por el sistema estable Fe-Cg.

Por otra parte, a pesar de que las curvas obtenidas en el análisis térmico no son las esperadas por diversas causas (mencionadas anteriormente), el relacionar la microestructura permite ver la influencia que se tiene al incrementar los niveles de inoculación sobre todo en el aspecto de la cantidad de grafito precipitado y en el caso de la disminución del subenfriamiento.

Otro aspecto importante es que la microestructura no presenta carburos ledeburíticos aun cuando de acuerdo a las curvas de enfriamiento obtenidas éstos tuviesen que estar. Ahí cobra relevancia la cantidad de silicio que se obtuvo en la composición química, pues como se dijo, dicho elemento favorece la solidificación estable.

Ahora bien, en la segunda fusión las curvas de enfriamiento son más coherentes (al menos en los valores de las temperaturas mínima y eutéctica) y aunque no hay una tendencia como tal entre ellas, nuevamente la microestructura permite observar que a mayor cantidad de inoculación mayor cantidad de grafito precipitado y por ende mayor vermicularidad, esto acompañado con una disminución en el tamaño de los vermículos.

En cuanto a la vermicularidad y al porcentaje de vermículos precipitados, por medio de las microestructuras de la primera fusión es posible ver cuál es la cantidad óptima de inoculante (0.15% base silicio) a emplear en la segunda fusión, ya que los resultados muestran que un exceso de éste ya no es tan benéfico si lo que se requiere es tener un hierro vermicular.

En el caso de la segunda fusión, los porcentajes de vermicularidad son muy similares por lo cual es normal que los valores tengan similares valores.

La velocidad de enfriamiento queda también de manifiesto en la microestructura ya que en las

orillas se observa menor vermicularidad, así como menor tamaño de los precipitados de grafito y una mayor cantidad de perlita en cuanto a la matriz se refiere.

Finalmente, la dureza mantiene el comportamiento esperado ya que conforme la densidad de vermículos se incrementa (o bien, el porcentaje de vermicularidad) esta propiedad disminuye, pero hasta un cierto punto, ya que al inocular en exceso y con ello favorecer que de nuevo aparezcan esferoides, la dureza vuelve a incrementar.

Cabe mencionar que la dureza de todos los hierros fabricados está, de acuerdo con la ISO-16112 <sup>19</sup> y ASTM A-842, en los intervalos correspondientes a un hierro de grafito compacto grado 400.

## CAPÍTULO 7: CONCLUSIONES

Con base en los objetivos planteados al inicio de este trabajo se concluye lo siguiente:

- Se logró fabricar un hierro vermicular.
- Hasta ciertos niveles (en este caso de 0.16%, base silicio) la cantidad de inoculante es proporcional a la densidad de vermículos e inversamente proporcional al tamaño de los mismos.
- Debido a que las curvas de enfriamiento no se obtuvieron como se esperaba, difícilmente se puede establecer una tendencia certera en la relación “nivel de inoculación –grado de subenfriamiento. Sin embargo, con base en la literatura y en la cantidad de grafito que precipitó conforme aumentaba el nivel de inoculación, podría decirse que la tendencia es inversamente proporcional: a mayor nivel de inoculación, menor grado de subenfriamiento.
- Para el caso de la relación “grado de subenfriamiento – densidad de vermículos precipitados de carbono grafito”, de la cual se esperaría que fuese también inversamente proporcional, se puede concluir que a menor grado de subenfriamiento (mayor nivel de inoculación) mayor cantidad de vermículos de grafito. Sin embargo, niveles elevados de inoculación si favorecerán que precipite grafito, sin embargo la cantidad de éste que precipite como vermículo tenderá a disminuir.

Una conclusión adicional se presenta a continuación:

- En la obtención de un CGI, es imprescindible un minucioso control en los tratamientos al metal líquido debido a la estrecha ventana de proceso que se tiene para obtener dicho hierro.



## RECOMENDACIONES

Para el presente trabajo se proponen las siguientes recomendaciones:

1. En el caso del análisis térmico, llevar a cabo una preparación más adecuada de termopares y asegurar que no se muevan durante la colada a moldes para tener una buena certeza de las curvas de enfriamiento.
2. Colocar un termopar en la orilla del molde (intercara metal-molde) con la finalidad de observar el comportamiento de las curvas de enfriamiento en la orilla, así como el de las curvas obtenidas en el centro del molde. Hacer un comparativo entre el subenfriamiento de las curvas en ambas zonas y el efecto que tienen en la vermicularidad, densidad de vermículos y tamaño de los mismos.
3. Fabricar las probetas para el ensayo de tensión para que, junto con la prueba de dureza Brinell, proporcionen mayor información en cuanto a propiedades mecánicas del hierro vermicular.

## BIBLIOGRAFÍA

1. Escobar Mejía, L. D., 2003, “*Relación azufre-magnesio en hierros vermiculares*”, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química, UNAM, México, pp. 7, 9, 14-16, 31-32.
2. Delgadillo Palma, N. A., 2011, “*Estudio de la relación variables de proceso, microestructura y propiedades del Hierro Grafito Compacto*”, Tesis de Maestría, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, UANL, México, pp. 3, 8-9, 11-12, 51.
3. Guadarrama Gómez, V., 2004, “*Diseño y fabricación de un convertidor de doble cámara para la fabricación de hierro vermicular*”, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química, UNAM, México, pp. 4, 9-11, 15, 19-20, 24.
4. Apraiz Barreiro, J., 1963, “*Fundiciones*”, 2<sup>da</sup> edición, Dossat, Madrid, España, pp. 1, 12-13, 72-73.
5. American Society of Metals (ASM), 1990, Metals Handbook Vol. 1, “*Properties and Selection: Iron Steels and High Performance Alloys*”, 10<sup>th</sup> edition, ASM International, USA, pp. 41, 112-113.
6. Mayorga Vergara, A. J., 2015, “*Análisis térmico de hierros nodulares aleados con cromo y relación con carburos precipitados*”, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química, UNAM, México, pp. 16-17.
7. ASTM A-842 (Reapproved 2004), 2004, “*Standard Specification for Compacted Graphite Iron Castings*”, American Society for Testing and Materials, USA, pp. 1, 4.
8. Chandraprakash K., R., 2013, “*Effect of inoculation on microstructure and mechanical properties of gray cast iron*”, Department of Mechanical Engineering, U. V. Patel College of Engineering, Ganpat University, Kherva, Mehsana, Gujarat, India, pp. 17, 21-22.
9. Elkem Foundry Products, 2012, “*Cast Iron Inoculation: Technology of graphite shape control*”, Elkem Foundry Products, Oslo, Norway, pp. 8.
10. Ruiz Tamayo, A. G., 2003, “*Producción de hierro nodular con Fe-Si-5%Mg a partir del diseño de un convertidor de doble cámara*”, Tesis de Licenciatura, Facultad de Química, UNAM, México, pp. 5, 9.
11. Torres Delgado, R., 2000, “*Análisis térmico y propiedades mecánicas en una aleación tipo A-319*”, Tesis de Maestría, Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, UANL, México, pp. 40-43.

12. ASTM E-3-01, 2004, "*Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*", American Society for Testing and Materials, USA, pp. 1.
13. Caldas, M. L. & Hernán Hurtado, G., 2006, "*Fundamentos de procesamiento de imágenes aplicados a la biología*", Revista Facultad de Ciencias Básicas, Universidad Militar Nueva Granada, Bogotá, Colombia, pp. 220-226.
14. Morral, F. R. & Jimeno, E. & Molera, P., 1985, "*Metalurgia general*", Tomo II, Editorial Reverté S. A., España, pp. 817, 845.
15. Operaciones Unitarias. Recuperado el 16 de octubre de 2017, de <https://operacionesunitariasunilibre.jimdo.com/1-1-fundici%C3%B3n-y-moldeo/>
16. SlideShare. Recuperado el 16 de octubre de 2017, de <https://es.slideshare.net/00Josef00/proceso-co2>
17. American Society of Metals (ASM), 1988, Metals Handbook Vol. 15, "*Casting*", 9<sup>th</sup> edition, ASM International, USA, pp.130.
18. ISO 945-1, 2008, "*Microstructure of cast irons - Part 1: Graphite classification by visual analysis*", International Organization for Standardization, pp. 18-22.
19. ISO 16112, 2006, "*Compacted (vermicular) graphite cast irons*", International Organization for Standardization, pp. 6, 15-18.

## APÉNDICES

Se presentan a continuación las composiciones químicas de las materias primas empleadas durante el desarrollo experimental del presente trabajo, así como los cálculos realizados para el ajuste de carga (chatarras) y para los ajustes de composición química (materias primas de ajuste) en ambas fusiones. También se muestra la composición química requerida para fabricar un hierro colado grado 100-70-03 en la primera y la segunda fusión.

APÉNDICE A: Materias primas, ajuste de carga y ajustes de composición química.

### PRIMERA FUSIÓN

Hierro a fabricar:

%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Mg	%Cr	%Cu	%Ti	%Ni
3.65	2.45	0.6 máx.	0.015	0.05	0.02	0.1	0.35	0.12	0.0

Se hace el cálculo para un %C de 4.2, ya que al paso del tiempo el % de carbono contenido en el metal líquido va a ir disminuyendo.

Chatarras:

- Hierro colado

%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ti	%Cu	%Mo
2.8	1.5	0.47	0.018	0.017	0.005	0.19	0.0

- Acero bajo carbono

%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ti	%Cu	%Mo
0.07	0.03	0.27	0.008	0.01	0.016	0.0	0.0

## Materias primas de ajuste:

Materia prima	% $\eta$	%C	%Si	%Mn	%Mg	%Ca	%Tre	%Al	%Ti	% Cen
Recarburante	96	99.8								0.2
FeSi (ajuste)	99		75							
FeSi (inoculante)	98		75							
Fe Mn	98			73						
FeSiMg (nodulizante)	53		45.73		7.57	2.97	2.01	0.54		
FeTi	91								70	

$\eta$ : eficiencia de la materia prima de ajuste

Cen: Contenido de cenizas en el recarburante

Tre: Contenido de Tierras Raras en el nodulizante

## AJUSTE DE CARGA PARA LA PRIMERA FUSIÓN

Hierro Colado: 57kg (60%)

Carga total: 95kg

Acero bajo carbono: 38kg (40%)

Eficiencias:  $C_{\eta}$ : 94%;  $Si_{\eta}$ : 96%;  $Mn_{\eta}$ : 98%;  $Cr_{\eta}$ : 98.5%;  $Cu_{\eta}$ : 98.5%

Cantidades requeridas de cada elemento:

$$C = \frac{(95\text{kg}) \left( \frac{4.2\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{94\%}{100\%} \right)} = 4.2447 \text{ Kg C}$$

$$Si = \frac{(95\text{kg}) \left( \frac{2.45\%}{100\%} - \frac{0.318\%}{100\%} - \frac{0.10\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{96\%}{100\%} \right)} = 2.0108 \text{ Kg Si}$$

$$\text{Mn} = \frac{(95\text{kg}) \left( \frac{0.6\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{98\%}{100\%} \right)} = 0.5816 \text{ Kg Mn}$$

$$\text{S} = \frac{(95\text{kg}) \left( \frac{0.015\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{100\%}{100\%} \right)} = 0.01425 \text{ Kg S}$$

$$\text{P} = \frac{(95\text{kg}) \left( \frac{0.05\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{100\%}{100\%} \right)} = 0.0475 \text{ Kg P}$$

$$\text{Cr} = \frac{(95\text{kg}) \left( \frac{0.1\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{98.5\%}{100\%} \right)} = 0.0964 \text{ Kg Cr}$$

$$\text{Cu} = \frac{(95\text{kg}) \left( \frac{0.35\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{98.5\%}{100\%} \right)} = 0.3376 \text{ Kg Cu}$$

Cantidades aportadas por las materias primas (chatarras):

- Hierro Colado

$$\text{C} = (57\text{Kg}) \left( \frac{2.8\%}{100\%} \right) = 1.596 \text{ Kg C}$$

$$\text{Si} = (57\text{Kg}) \left( \frac{1.5\%}{100\%} \right) = 0.855 \text{ Kg Si}$$

$$\text{Mn} = (57\text{Kg}) \left( \frac{0.47\%}{100\%} \right) = 0.2679 \text{ Kg Mn}$$

$$\text{S} = (57\text{Kg}) \left( \frac{0.018\%}{100\%} \right) = 0.01026 \text{ Kg S}$$

$$\text{P} = (57\text{Kg}) \left( \frac{0.017\%}{100\%} \right) = 0.00969 \text{ Kg P}$$

$$\text{Ti} = (57\text{Kg}) \left( \frac{0.005\%}{100\%} \right) = 0.00285 \text{ Kg Ti}$$

$$\text{Cu} = (57\text{Kg}) \left( \frac{0.19\%}{100\%} \right) = 0.1083 \text{ Kg Cu}$$

$$\text{Mo} = (57\text{Kg}) \left( \frac{0\%}{100\%} \right) = 0 \text{ Kg Mo}$$

- Acero bajo carbono

$$\text{C} = (38\text{Kg}) \left( \frac{0.07\%}{100\%} \right) = 0.0266 \text{ Kg C}$$

$$\text{Si} = (38\text{Kg}) \left( \frac{0.03\%}{100\%} \right) = 0.0114 \text{ Kg Si}$$

$$\text{Mn} = (38\text{Kg}) \left( \frac{0.27\%}{100\%} \right) = 0.1026 \text{ Kg Mn}$$

$$\text{S} = (38\text{Kg}) \left( \frac{0.008\%}{100\%} \right) = 0.00304 \text{ Kg S}$$

$$\text{P} = (38\text{Kg}) \left( \frac{0.01\%}{100\%} \right) = 0.0038 \text{ Kg P}$$

$$\text{Ti} = (38\text{Kg}) \left( \frac{0.016\%}{100\%} \right) = 0.00608 \text{ Kg Ti}$$

$$\text{Cu} = (38\text{Kg}) \left( \frac{0\%}{100\%} \right) = 0 \text{ Kg Cu}$$

$$\text{Mo} = (38\text{Kg}) \left( \frac{0\%}{100\%} \right) = 0 \text{ Kg Mo}$$

Balance para cada elemento

Kg requeridos = Kg en hierro colado + Kg en acero bajo carbono

Para Carbono:

$$4.2447\text{Kg} = 1.596\text{Kg} + 0.0266\text{Kg} \quad \text{-----} > \quad 4.2447\text{Kg} > 1.6226\text{Kg}$$

$$4.2447\text{Kg} - 1.6226\text{Kg} = 2.6221\text{Kg Recarburante} \quad \text{-----} > \quad \text{Rec} \left( \frac{99.8\%}{100\%} \right) \left( \frac{96\%}{100\%} \right)$$

$$\text{Rec} = \frac{(2.6221\text{Kg})(100\%)(100\%)}{(99.8\%)(96\%)} = 2.7368\text{Kg Rec}$$

Para Silicio:

$$2.0108\text{Kg} = 0.855\text{Kg} + 0.0114\text{Kg} \quad \text{----->} \quad 2.0108\text{Kg} > 0.8664\text{Kg}$$

$$2.0108\text{Kg} - 0.8664\text{Kg} = 1.1444\text{Kg FeSi}$$

$$\text{FeSi} = \frac{(1.1444\text{Kg})(100\%)(100\%)}{(75\%)(99\%)} = 1.5413\text{Kg FeSi}$$

Para Manganeso:

$$0.5816\text{Kg} = 0.2679\text{Kg} + 0.1026\text{Kg} \quad \text{----->} \quad 0.5816\text{Kg} > 0.3705\text{Kg}$$

$$(0.3705\text{Kg}) \left( \frac{0.6\%}{0.5816\text{Kg}} \right) = 0.382\%, \text{ por lo tanto si es posible adicionar el FeMn de ajuste.}$$

$$0.5816\text{Kg} - 0.3705\text{Kg} = 0.2111\text{Kg FeMn}$$

$$\text{FeMn} = \frac{(0.2111\text{Kg})(100\%)(100\%)}{(73\%)(98\%)} = 0.2951\text{Kg FeMn}$$

Para Azufre:

$$0.01425\text{Kg} = 0.01026\text{Kg} + 0.00304\text{Kg}$$

0.01425Kg > 0.0133, por lo tanto, se está por debajo del límite permitido.

Para Fósforo:

$$0.0475\text{Kg} = 0.00969\text{Kg} + 0.0038\text{Kg}$$

0.0475Kg > 0.01349, por lo tanto, se está por debajo del límite permitido.

Ajustes realizados durante la primera fusión

Manganeso

Preliminar (EEA): 0.37%

$$\frac{(95\text{Kg}) \left( \frac{0.6\% \quad 0.37\%}{100\% \quad 100\%} \right)}{\left( \frac{73\%}{100\%} \right) \left( \frac{98\%}{100\%} \right)} = 0.305\text{Kg FeMn}$$

Silicio

Preliminar (EEA): 1.48%

$$\frac{(95\text{Kg}) \left( \frac{2.45\% \quad 0.31\% \quad 0.1\% \quad 1.48\%}{100\% \quad 100\% \quad 100\% \quad 100\%} \right)}{\left( \frac{75\%}{100\%} \right) \left( \frac{98\%}{100\%} \right)} = 0.723\text{Kg FeSi (de ajuste)}$$

## Cálculo de las cantidades durante los tratamientos al metal líquido

Inoculación

Base de 10Kg

Primer nivel (0.10% base Silicio):

$$\frac{(10\text{Kg})\left(\frac{0.10\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{75\%}{100\%}\right)\left(\frac{98\%}{100\%}\right)} = 13.6055 \text{ g FeSi}$$

Segundo nivel (0.15% base Silicio):

$$\frac{(10\text{Kg})\left(\frac{0.15\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{75\%}{100\%}\right)\left(\frac{98\%}{100\%}\right)} = 20.4082 \text{ g FeSi}$$

Tercer nivel (0.20% base Silicio):

$$\frac{(10\text{Kg})\left(\frac{0.20\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{75\%}{100\%}\right)\left(\frac{98\%}{100\%}\right)} = 27.2109 \text{ g FeSi}$$

Nodularización

%Mg<sub>residual</sub>: 0.02%; %S<sub>MetalBase</sub>: 0.015%; Eficiencia (η): 53% (Método “Sándwich”)Se emplea la siguiente expresión: %Mg<sub>adicionado</sub> =  $\frac{(\%Mg_{residual})}{(\eta)(0.01)} + (\%S_{MetalBase})$ 

$$\frac{(0.02\%)}{(53\%)(0.01)} + (0.015\%) = 0.0527\% \text{ Mg}_{ad}$$

Para el % de FeSiMg ----->  $(0.0527\% \text{ Mg}) \left(\frac{100\% \text{ FeSiMg}}{7.57\% \text{ Mg}}\right) = 0.6962\% \text{ FeSiMg}$ Para los Kg de FeSiMg ----->  $(0.6962\% \text{ FeSiMg}) \left(\frac{10\text{Kg FeSiMg}}{100\% \text{ FeSiMg}}\right) = 0.06962 \text{ Kg FeSiMg}$ 

= 69.62 g de FeSiMg  
para alcanzar un nivel  
de 0.02% de Mg<sub>residual</sub>

Para los Kg de Silicio ----->  $(0.06962\text{Kg FeSiMg}) \left(\frac{45.73\text{Kg Si}}{100\text{Kg FeSiMg}}\right) = 0.0318\text{Kg Si}$ Para el % de Si ----->  $(0.0318\text{Kg Si}) \left(\frac{100\% \text{ Si}}{10\text{Kg Si}}\right) = 0.318\% \text{ Silicio}$  aportará el

tratamiento de Nodularización.



## APÉNDICE B: Materias primas, ajuste de carga y ajustes de composición química.

## SEGUNDA FUSIÓN

Hierro a fabricar:

%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Mg	%Cr	%Cu	%Ti	%Ni
4.2	2.45	0.6 máx.	0.015	0.02	0.02	0.1	0.35	0.0787	0.0

Chatarras:

- Hierro colado

%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ti	%Cu	%Mo
3.5	2.55	0.62	0.018	0.017	0.07	0.30	0.0

- Acero bajo carbono

%C	%Si	%Mn	%S	%P	%Ti	%Cu	%Mo
0.07	0.03	0.27	0.008	0.01	0.016	0.0	0.0

## Materias primas de ajuste:

Materia prima	% $\eta$	%C	%Si	%Mn	%Mg	%Ca	%Tre	%Al	%Ti	% Cen
Recarburante	96	99.8								0.2
FeSi (ajuste)	99		75							
FeSi (inoculante)	98		75							
Fe Mn	98			73						
FeSiMg (nodulizante)	53		45.73		7.57	2.97	2.01	0.54		
FeTi	91								70	

$\eta$ : eficiencia de la materia prima de ajuste

Cen: Contenido de cenizas en el recarburante

Tre: Contenido de Tierras Raras en el nodulizante

## AJUSTE DE CARGA PARA LA SEGUNDA FUSIÓN

Hierro Colado: 42kg (70%)

Carga total: 60kg

Acero bajo carbono: 18kg (30%)

Eficiencias:  $C_{\eta}$ : 96%;  $Si_{\eta}$ : 98%;  $Mn_{\eta}$ : 97%;  $Cr_{\eta}$ : 98.5%;  $Cu_{\eta}$ : 98.5%

## Cantidades requeridas de cada elemento:

$$C = \frac{(60\text{kg})\left(\frac{4.2\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{96\%}{100\%}\right)} = 2.625 \text{ Kg C}$$

$$Si = \frac{(60\text{kg})\left(\frac{2.45\%}{100\%} + \frac{0.3\%}{100\%} + \frac{0.15\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{98\%}{100\%}\right)} = 1.224 \text{ Kg Si}$$

$$Mn = \frac{(60\text{kg})\left(\frac{0.6\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{97\%}{100\%}\right)} = 0.371 \text{ Kg Mn}$$

$$S = \frac{(60\text{kg})\left(\frac{0.015\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{100\%}{100\%}\right)} = 0.009 \text{ Kg S}$$

$$P = \frac{(60\text{kg}) \left( \frac{0.02\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{100\%}{100\%} \right)} = 0.012 \text{ Kg P}$$

$$\text{Cr} = \frac{(60\text{kg}) \left( \frac{0.1\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{98.5\%}{100\%} \right)} = 0.0609 \text{ Kg Cr}$$

$$\text{Cu} = \frac{(60\text{kg}) \left( \frac{0.35\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{98.5\%}{100\%} \right)} = 0.2132 \text{ Kg Cu}$$

Cantidades aportadas por las materias primas (chatarras):

- Hierro colado

$$\text{C} = (42\text{Kg}) \left( \frac{3.5\%}{100\%} \right) = 1.47 \text{ Kg C}$$

$$\text{Si} = (42\text{Kg}) \left( \frac{2.55\%}{100\%} \right) = 1.071 \text{ Kg Si}$$

$$\text{Mn} = (42\text{Kg}) \left( \frac{0.62\%}{100\%} \right) = 0.2604 \text{ Kg Mn}$$

$$\text{S} = (42\text{Kg}) \left( \frac{0.018\%}{100\%} \right) = 0.00756 \text{ Kg S}$$

$$\text{P} = (42\text{Kg}) \left( \frac{0.017\%}{100\%} \right) = 0.00714 \text{ Kg P}$$

$$\text{Ti} = (42\text{Kg}) \left( \frac{0.07\%}{100\%} \right) = 0.0294 \text{ Kg Ti}$$

$$\text{Cu} = (42\text{Kg}) \left( \frac{0.30\%}{100\%} \right) = 0.126 \text{ Kg Cu}$$

$$\text{Mo} = (42\text{Kg}) \left( \frac{0\%}{100\%} \right) = 0 \text{ Kg Mo}$$

- Acero bajo carbono

$$\text{C} = (18\text{Kg}) \left( \frac{0.07\%}{100\%} \right) = 0.0126 \text{ Kg C}$$

$$\text{Si} = (18\text{Kg}) \left( \frac{0.03\%}{100\%} \right) = 0.0054 \text{ Kg Si}$$

$$\text{Mn} = (18\text{Kg}) \left( \frac{0.27\%}{100\%} \right) = 0.0486 \text{ Kg Mn}$$

$$\text{S} = (18\text{Kg}) \left( \frac{0.008\%}{100\%} \right) = 0.00144 \text{ Kg S}$$

$$\text{P} = (18\text{Kg}) \left( \frac{0.01\%}{100\%} \right) = 0.0018 \text{ Kg P}$$

$$\text{Ti} = (18\text{Kg}) \left( \frac{0.016\%}{100\%} \right) = 0.00288 \text{ Kg Ti}$$

$$\text{Cu} = (18\text{Kg}) \left( \frac{0\%}{100\%} \right) = 0 \text{ Kg Cu}$$

$$\text{Mo} = (18\text{Kg}) \left( \frac{0\%}{100\%} \right) = 0 \text{ Kg Mo}$$

Balance para cada elemento

Kg requeridos = Kg en hierro colado + Kg en acero bajo carbono

Para Carbono:

$$2.625 \text{ Kg} = 1.47\text{Kg} + 0.0126\text{Kg} \quad \text{-----} > \quad 2.625\text{Kg} > 1.4826\text{Kg}$$

$$2.625\text{Kg} - 1.4826\text{Kg} = 1.1424\text{Kg Recarburante} \quad \text{-----} > \quad \text{Rec} \left( \frac{99.8\%}{100\%} \right) \left( \frac{96\%}{100\%} \right)$$

$$\text{Rec} = \frac{(1.1424\text{Kg})(100\%)(100\%)}{(99.8\%)(96\%)} = 1.1924\text{Kg Rec}$$

Para Silicio:

$$1.224\text{Kg} = 1.071\text{Kg} + 0.0054\text{Kg} \quad \text{-----} > 1.224\text{Kg} > 1.0764$$

$$1.224\text{Kg} - 1.0764\text{Kg} = 0.148\text{Kg FeSi}$$

$$\text{FeSi} = \frac{(0.148\text{Kg})(100\%)(100\%)}{(75\%)(99\%)} = 0.1993\text{Kg FeSi}$$

Para Manganeso:

$$0.371\text{Kg} = 0.2604\text{Kg} + 0.0486\text{Kg} \quad \text{-----} > 0.371\text{Kg} > 0.309\text{Kg}$$

$$(0.309\text{Kg}) \left( \frac{0.6\%}{0.371\text{Kg}} \right) = 0.499\%, \text{ por lo tanto, si es posible adicionar el FeMn de ajuste}$$

$$0.371\text{Kg} - 0.309\text{Kg} = 0.062 \text{ Kg FeMn}$$

$$\text{FeMn} = \frac{(0.062\text{Kg})(100\%)(100\%)}{(73\%)(98\%)} = 0.0867\text{Kg FeMn}$$

Para Azufre:

$$0.009\text{Kg} = 0.00756 + 0.00144$$

$$0.009\text{Kg} = 0.009\text{Kg}, \text{ por lo tanto, se está en el límite permitido}$$

Para Fósforo:

$$0.012\text{Kg} = 0.00714\text{Kg} + 0.0018\text{Kg}$$

$$0.012\text{Kg} > 0.00894, \text{ por lo tanto, se está por debajo del límite permitido}$$

Ajustes realizados durante la segunda fusión

Preliminar 1

Silicio (EEA): 1.422%

$$\frac{(60\text{Kg}) \left( \frac{2.45\%}{100\%} \frac{0.3\%}{100\%} \frac{0.15\%}{100\%} \frac{1.422\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{75\%}{100\%} \right) \left( \frac{99\%}{100\%} \right)} = 467.07\text{g FeSi}$$

Manganeso (EEA): 0.503%

$$\frac{(60\text{Kg}) \left( \frac{0.60\%}{100\%} \frac{0.503\%}{100\%} \right)}{\left( \frac{73\%}{100\%} \right) \left( \frac{98\%}{100\%} \right)} = 81.35\text{g FeMn}$$

Titanio (EEA): 0.0304%

$$\frac{(61\text{Kg}^*)\left(\frac{0.0562\%}{100\%} - \frac{0.0304\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{70\%}{100\%}\right)\left(\frac{91\%}{100\%}\right)} = 24.71\text{g FeTi}$$

\*Base de 61 kg debido a la cantidad de materias primas de ajuste que se habían adicionado (Recarburante, FeSi, FeMn).

Preliminar 2

Silicio (EEA): 2.005%

Manganeso (EEA): 0.598%

Titanio (EEA): 0.0552%

Con estas condiciones se coló una olla (gasto de 10Kg) con 0.02%Mg, 0.15% inoculación base silicio y 0.0562%Ti.

Posteriormente el titanio se ajustó para una cantidad de 0.0787%

$$\frac{(51\text{Kg})\left(\frac{0.0787\%}{100\%} - \frac{0.055\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{70\%}{100\%}\right)\left(\frac{91\%}{100\%}\right)} = 18.9748\text{g FeTi}$$

Preliminar 3

Silicio (EEA): 2.032%

Manganeso (EEA): 0.616%

Titanio (EEA): 0.0677% (pero se requería un 0.0787%, por lo tanto, se hizo un nuevo ajuste)

$$\frac{(51\text{Kg})\left(\frac{0.0787\%}{100\%} - \frac{0.0677\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{70\%}{100\%}\right)\left(\frac{91\%}{100\%}\right)} = 8.246\text{g FeTi}$$

Preliminar 4

Silicio (EEA): 2.048%

Manganeso (EEA): 0.622%

Titanio (EEA): 0.0846%

Con estas condiciones se colaron tres ollas más, las cuales tuvieron fijas las cantidades de 0.02%Mg y 0.0787%Ti y únicamente variaron en la cantidad de inoculante base silicio: 0.15, 0.14 y 0.16%. El gasto total fue de 30kg de metal (10 kg por cada olla).

Preliminar 5

Silicio (EEA): 2.284%

Manganeso (EEA): 0.542%

Titanio (EEA): 0.1006%\* (se requería un nivel de 0.13129%, por lo cual se hizo el ajuste).

$$\frac{(11\text{Kg}^*)\left(\frac{0.13129\%}{100\%} - \frac{0.1006\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{70\%}{100\%}\right)\left(\frac{91\%}{100\%}\right)} = 5.3\text{g FeTi}$$

\*El incremento en titanio de 0.0846% (colada anterior) a 0.1006% se debe a que se hizo un ajuste y se adicionó FeTi, sin embargo, la colada no resultó favorable y se realizó un nuevo ajuste; por ésta misma razón la base de cálculo es de 11kg y no de 21Kg como se esperaba.

Preliminar 6

Silicio (EEA): 2.295%

Manganeso (EEA): 0.604%

Titanio (EEA): 0.1271%

Con estas condiciones se coló la última olla: 0.02%Mg, 0.15% inoculación base silicio y 0.13129%Ti. Gasto de 10kg de metal.

Cálculo de las cantidades durante los tratamientos al metal líquido

Inoculación

Base de 10Kg

Primer nivel (0.14% base Silicio):

$$\frac{(10\text{Kg})\left(\frac{0.14\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{75\%}{100\%}\right)\left(\frac{98\%}{100\%}\right)} = 19.0476\text{g FeSi}$$

Segundo nivel (0.15% base Silicio):

$$\frac{(10\text{Kg})\left(\frac{0.15\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{75\%}{100\%}\right)\left(\frac{98\%}{100\%}\right)} = 20.4081\text{g FeSi}$$

Tercer nivel (0.16% base Silicio):

$$\frac{(10\text{Kg})\left(\frac{0.16\%}{100\%}\right)}{\left(\frac{75\%}{100\%}\right)\left(\frac{98\%}{100\%}\right)} = 21.7687\text{g FeSi}$$

Nodularización

%Mg<sub>residual</sub>: 0.02%; %S<sub>MetalBase</sub>: 0.015%; Eficiencia (η): 53% (Método “Sándwich”)

Se emplea la siguiente expresión: %Mg<sub>adicionado</sub> =  $\frac{(\%Mg_{residual})}{(\eta)(0.01)} + (\%S_{MetalBase})$

$$\frac{(0.02\%)}{(53\%)(0.01)} + (0.015\%) = 0.0527\% \text{Mg}_{ad}$$

Para el % de FeSiMg ----->  $(0.0527\%Mg) \left(\frac{100\%FeSiMg}{7.57\%Mg}\right) = 0.6962\%FeSiMg$

Para los Kg de FeSiMg ----->  $(0.6962\%FeSiMg) \left(\frac{10\text{Kg FeSiMg}}{100\% FeSiMg}\right) = 0.06962 \text{ Kg FeSiMg}$

= 69.62 g de FeSiMg

para alcanzar un nivel

de 0.02% de Mg<sub>residual</sub>

Para los Kg de Silicio ----->  $(0.06962\text{Kg FeSiMg}) \left(\frac{45.73\text{Kg Si}}{100\text{Kg FeSiMg}}\right) = 0.0318\text{Kg Si}$

Para el % de Si ----->  $(0.0318\text{Kg Si}) \left(\frac{100\% Si}{10\text{Kg Si}}\right) = 0.318\% \text{Silicio}$  aportará el

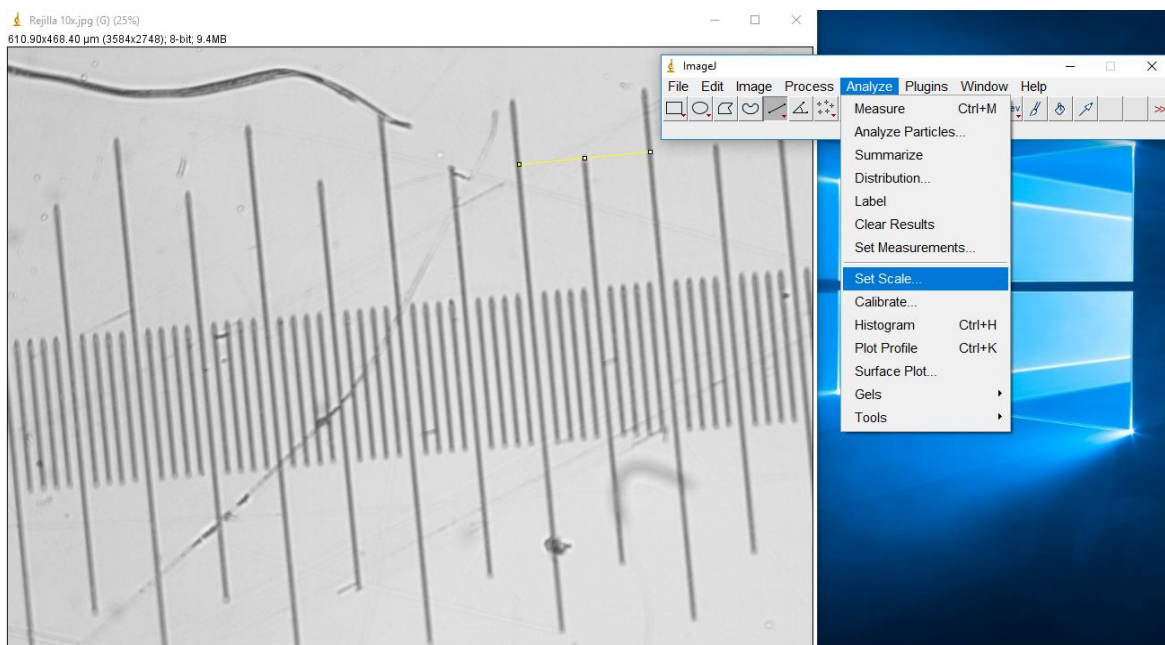
tratamiento de Nodularización.

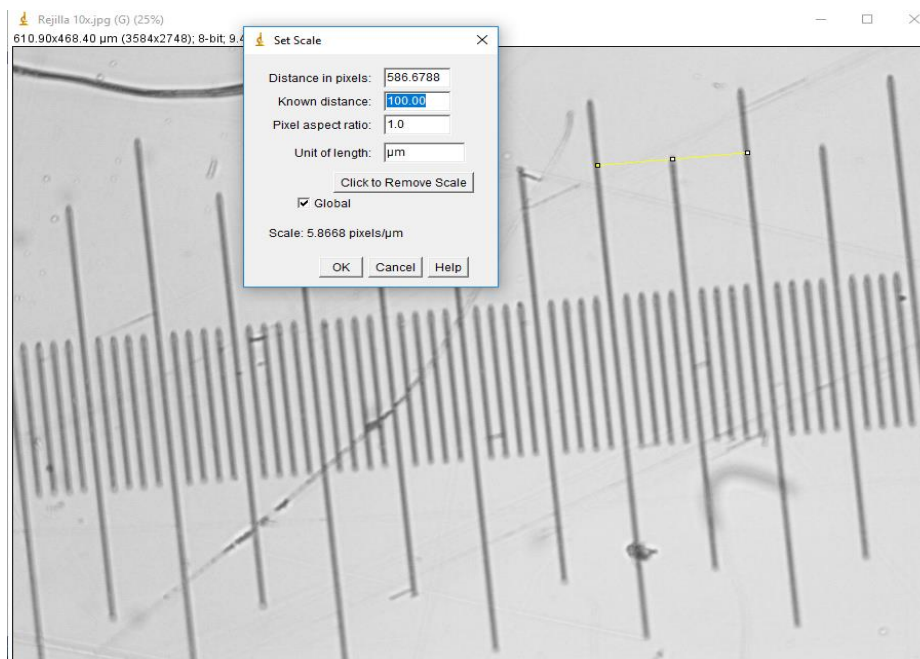
## APÉNDICE C: Determinación de la densidad de vermículos y % de nodularidad

Para determinar los parámetros que permitan obtener la densidad de partículas de grafito, de vermículos y finalmente el porcentaje de nodularidad (o bien, vermicularidad), se debe seguir la siguiente metodología:

- En el analizador de imágenes “Image J”, se lleva a cabo la calibración con el empleo de la rejilla a 100X, la cual corresponde a la magnificación empleada durante la toma de las micrografías. La secuencia es la siguiente:

*FILE → OPEN (Se selecciona la imagen correspondiente a la rejilla) → Se traza una línea entre dos de las líneas más grandes de la rejilla → ANALYZE → SET SCALE → Se delimita la distancia entre las dos líneas, la cual es de 100µm (establecer unidades) y se selecciona GLOBAL para analizar varias imágenes sin tener que calibrar de nuevo.*





- Una vez que se hizo la calibración se analiza cada micrografía para delimitar las partículas que la ISO 16112 clasifica como grafito esferoidal, intermedio y compacto (vermicular) según su factor de redondez de la siguiente manera:

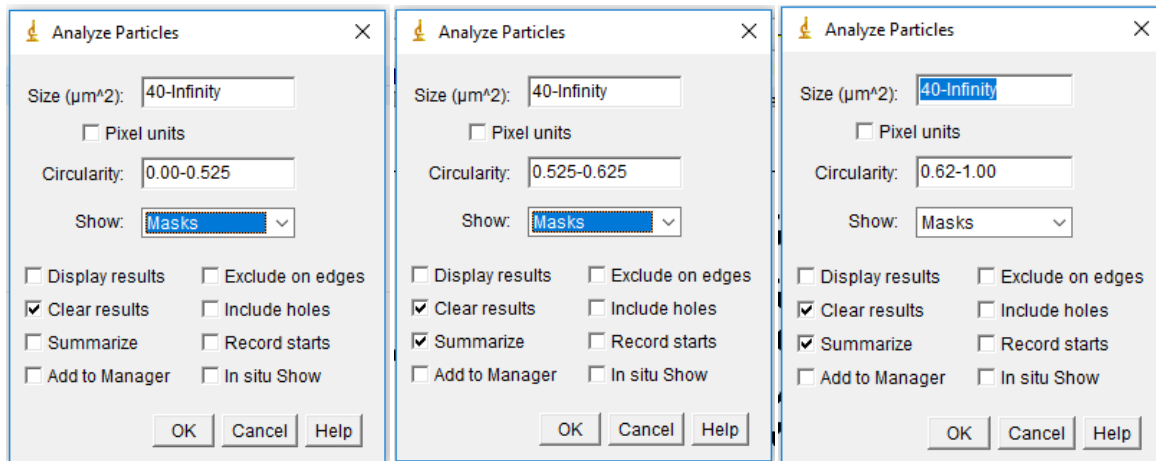
Factor de redondez	Forma de grafito
0.625 - 1.0	Nodular (ISO forma VI)
0.525 - 0.625	Intermedio (ISO forma IV y V)
0.0 – 0.525	Compacto (ISO forma III)

- Finalmente se procede a obtener el valor de las áreas de las partículas de cada uno de las tres categorías citadas, así como el área de la micrografía

Nota: se omite la zona donde se encuentra la escala para que no interfiera en las mediciones:

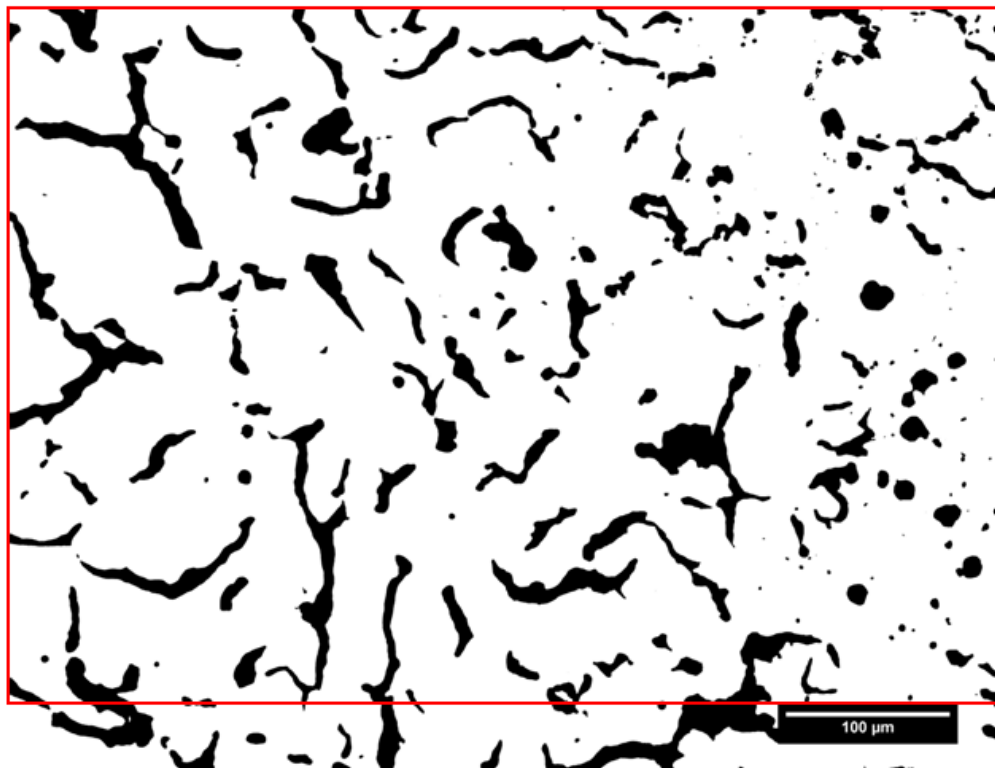
*FILE → OPEN (Se selecciona la imagen a analizar) → PROCESS (ir a BINARY y MAKE BINARY) → Crear un rectángulo sobre la micrografía y que éste no toque el recuadro de la escala → ANALYZE → SET MEASUREMENTS (Se deja seleccionada solamente la casilla de Área) → ANALYZE → ANALYZE PARTICLES (delimitar los parámetros de circularidad para cada medición) → con el comando “ctrl+m” obtener finalmente el área de todo el rectángulo.*





Ejemplo:

Para la probeta correspondiente al nivel 2 de inoculación (0.15% base Si) de la primera fusión se contabilizan las partículas, así como el área de las mismas y finalmente se hace el cálculo para obtener los parámetros de densidad de vermicúlos, de densidad de partículas de grafito y el porcentaje de nodularidad (vermicularidad):





Slice	Count	Total Area	Average Size	%Area
nivel 2 blanr	82	27772.487	338.689	10.94
nivel 2 blanr	16	1620.451	101.278	0.638
nivel 2 blanr	19	2022.146	106.429	0.797

	A	B	C
1		Area	
2	1	253866.272	
3			
4			

Posteriormente, con las áreas obtenidas se emplea la expresión para determinar el porcentaje de nodularidad de acuerdo con la norma ISO 16112:

$$\begin{aligned}
 \text{Porcentaje de nodularidad} &= \frac{(\sum A \text{ nódulos}) + (0.5 * \sum A \text{ intermedias})}{(\sum A \text{ todas las partículas})} * 100 \\
 &= \frac{(2022.146) + (0.5 * 1620.451)}{(31415.084)} * 100 \\
 &= 9.02\%
 \end{aligned}$$

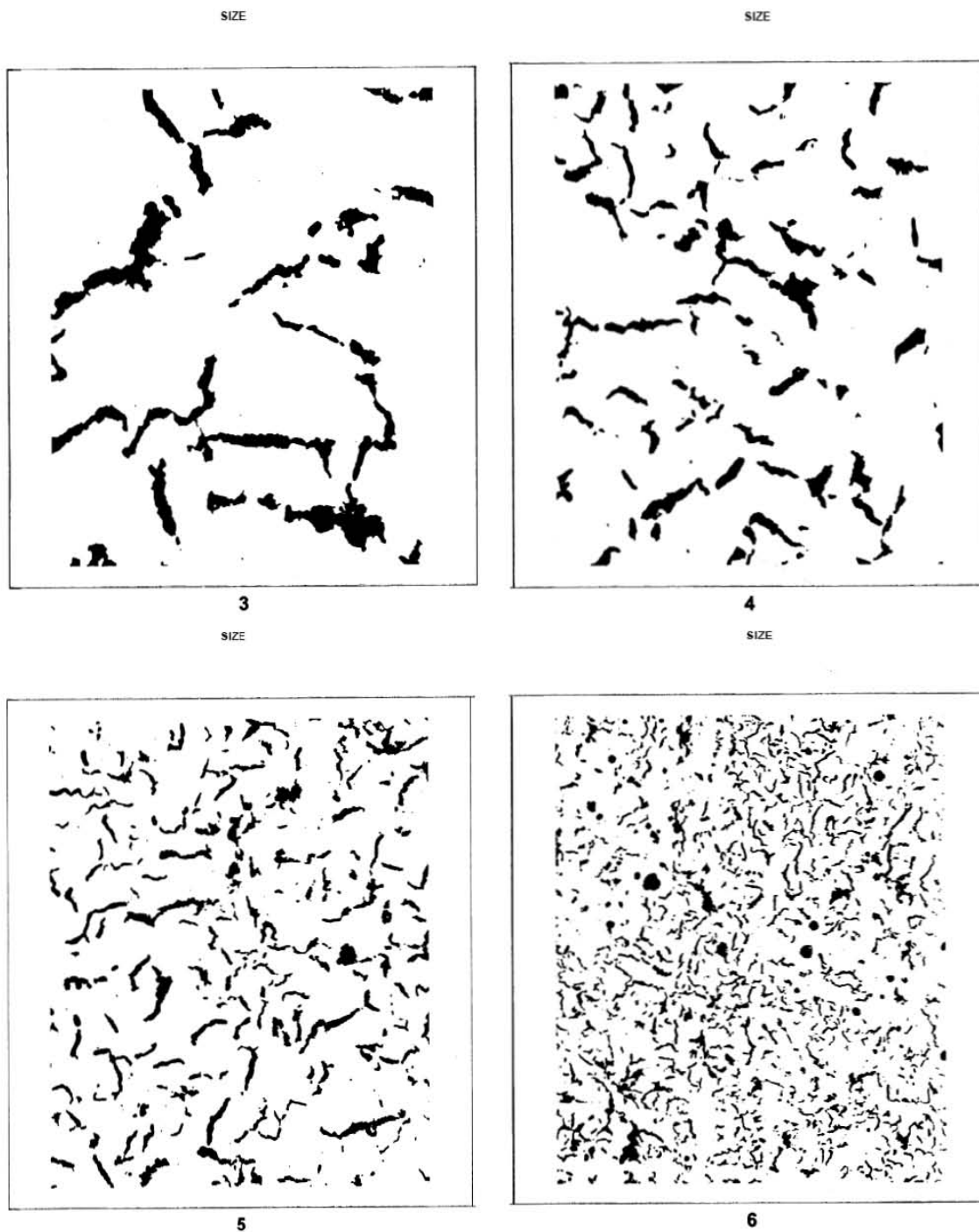
Finalmente, el cálculo de la densidad de vermículos, así como la densidad de partículas de grafito (vermículos, esferoides y partículas intermedias) se realizó de la siguiente manera:

$$\left( \frac{\text{vermículos}}{\text{área del rectángulo } (\mu\text{m}^2)} \right) * \left( \frac{1000\mu\text{m}}{1\text{mm}} \right)^2 = \left( \frac{82 \text{ vermículos}}{253866 \mu\text{m}^2} \right) * \left( \frac{1000\mu\text{m}}{1\text{mm}} \right)^2 = \frac{323 \text{ vermículos}}{\text{mm}^2}$$

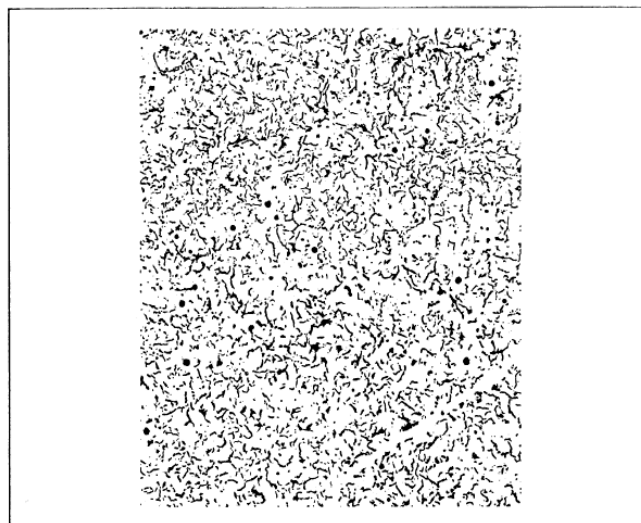
$$\left( \frac{\text{partículas de grafito}}{\text{área del rectángulo } (\mu\text{m}^2)} \right) * \left( \frac{1000\mu\text{m}}{1\text{mm}} \right)^2 = \left( \frac{117 \text{ p.de grafito}}{253866\mu\text{m}^2} \right) * \left( \frac{1000\mu\text{m}}{1\text{mm}} \right)^2 = \frac{461 \text{ p. de grafito}}{\text{mm}^2}$$

## APÉNDICE D: Tamaño de vermículos (ISO 945-1)

En cuanto al tamaño de vermículos, la norma ISO 945-1 propone cinco patrones comparativos para evaluar el tamaño del grafito en el hierro de grafito compacto. Se muestran a continuación:



SIZE



7

Los rangos de tamaño asociados a cada patrón (todos a 100X) se presentan en la siguiente tabla:

Tamaño de grafito (forma ISO III)	Rango de tamaños (mm)	Rango de tamaños ( $\mu\text{m}$ )
3	0.25 a < 0.50	250 < 500
4	0.12 a < 0.25	120 < 250
5	0.06 a < 0.12	60 < 120
6	0.03 a < 0.06	30 < 60
7	0.015 a < 0.03	15 < 30

